

IVW - Schriftenreihe Band 24

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

Jan Nowacki

Prozessanalyse des Umformens und Fügens in
einem Schritt von gewebeverstärkten
Thermoplasten

Die Deutsche Bibliothek – CIP-Einheitsaufnahme

Nowacki, Jan:

Prozessanalyse des Umformens und Fügens in einem Schritt von
gewebeverstärkten Thermoplasten /

Jan Nowacki. – Kaiserslautern : IVW, 2001

(IVW-Schriftenreihe ; Bd. 24)

Zugl.: Kaiserslautern, Univ., Diss., 2001

ISBN 3-934930-20-4

Herausgeber: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Erwin-Schrödinger-Straße
Universität Kaiserslautern, Gebäude 58
67663 Kaiserslautern

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: Universität Kaiserslautern
ZBT – Abteilung Foto-Repro-Druck

D-386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2001

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISSN 1615-021X
ISBN 3-934930-20-4

Prozessanalyse des Umformens und Fügens in einem Schritt von gewebeverstärkten Thermoplasten

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Universität Kaiserslautern
zur Verleihung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Jan Nowacki
aus Neuwied

Tag der mündlichen Prüfung: 22. April 2001

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. D. Wüstenberg
Referent: Prof. Dr.-Ing. M. Neitzel
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. R. Renz
Dr.-Ing. P. Mitschang

D386

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung Verarbeitungstechnik der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW) der Universität Kaiserslautern.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. Manfred Neitzel, für das mir stets entgegengebrachte Vertrauen und die Möglichkeit, diese Arbeit durchzuführen. Zum Gelingen dieser Arbeit haben insbesondere die von ihm großzügig gewährten Freiräume beigetragen.

Für die Übernahme des Korreferates bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. R. Renz. Besonders danken möchte ich Herrn Dr.-Ing. P. Mitschang für die ständige Diskussionsbereitschaft und die Übernahme des Korreferates. Herrn Prof. Dr.-Ing. D. Wüstenberg sei an dieser Stelle für die Übernahme des Vorsitzes in der Prüfungskommission gedankt.

Den Mitarbeitern der IVW GmbH, den studentischen Hilfskräften sowie den Studien- und Diplomarbeitern (siehe Anhang), ohne die das Gesamtwerk schwerlich möglich gewesen wäre, danke ich für die fachliche Unterstützung und gute Kooperation. Den Kollegen M. Blinzler, M. Latrille, A. Wöginger und T. Stöven danke ich für die gute Zusammenarbeit und Freundschaft. Dem Umformteam, bestehend aus den Herren S. Giehl und M. Nast sei an dieser Stelle herzlich gedankt.

Ein Teil dieser Arbeit wurde aus Mitteln des Forschungskuratoriums Maschinenbau e.V. (FKM) und der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen (AiF) finanziert. Dies sei ebenfalls dankend erwähnt.

Ganz besonderer Dank gilt meinen Eltern, die mir durch ihre Unterstützung die Möglichkeit gaben, mich während meiner gesamten Ausbildung ausschließlich auf die mir gestellten Aufgaben zu konzentrieren.

Summary

Fibre Reinforced Composites (FRC) have gained in importance for the past several years. Due to its high specific strength this material group offers great potentials in weight reduction. Not only metals, like steel or aluminium, but also wood or plastics can be substituted by FRC. The advantages of fibre reinforced composites range from low specific weight, chemical and corrosion resistance, adjustable electrical, acoustic and thermal properties to integration of functions by integral design.

Composites are separated into thermosets that can be cured, and thermoplastics that can be melted and thermoformed. Thermosets can not be recycled by preheating and forming, pressing or injection moulding like thermoplastics. Especially in view of the regulation concerning the disposal of wrecked cars the possibility to recycle Fibre Reinforced Thermoplastics (FRT) should increase their applications and sales.

Large sales volumes are achieved using Glass Mat reinforced Thermoplastics (GMT) or Long Fibre reinforced Thermoplastics (LFT). This material is utilised in the manufacturing of parts like front ends and underbody protections for the automotive industry. But GMT and LFT have lower mechanical properties than fabric reinforced thermoplastics, so-called organic sheets.

These fully impregnated organic sheets consist of reinforcement up to 50 Vol%. The semi-finished material is manufactured in double belt or static presses. In a second step the sheets or laminates are formed to the desired shape by heating them in an infrared-heater, then transferring them into a press for quick forming. After the temperature of the component has dropped below the recrystallisation temperature it can be removed and trimmed. The cycle time of the forming step is very short and can be reduced to 20 s with a fully automated manufacturing line. For applications like side tail units a welding or glueing process follows.

Organic sheets have a homogenous thickness. When a part is designed, the logical way is to have more material in areas of high stresses and less material in areas of no or low stresses. For material with high specific stiffness and strength, material thickness is also an important factor for an optimisation of weight and cost reduction. For other processes like Liquid Composites Moulding (LCM), GMT or Sheet Moulding Compound (SMC) part manufacturing with differing wall thickness is state of the art.

A one step technology to manufacture load and weight optimised parts has been developed by bringing in stiffened elements locally for force introduced parts like bearing places or inserts. Plain sheets, profiles or force introducing are practicable as joining parts to increase the stiffness of the main sheet. This so-called Tailored Blank Technology (TBT) is discussed in this thesis.

Tailored Blank Technology means forming and joining in one step. Therefore, a special tool with three beads and four inserts was manufactured. Three of the inserts have the geometry of plain sheets or L-profiles and one insert has a round shape. Cylinders are fixed within the female mould, applying pressure to the inserts. The hydraulic pressure system is adjustable. An insulation is placed between the female mould and the additional sheets or inserts. Without insulation it is not possible to heat the inserts above melting temperature.

The Tailored Blank Technology works as follows: The organic sheet is positioned in the transportation frame. The inserts are placed in the female mould. Then the organic sheet is heated in an external infrared-heater and the inserts are heated by an infrared-heater, which is positioned in the press between the mould halves. Sheets and inserts are heated at the same time, but the inserts are heated from the top surface only. After reaching the desired laminate temperatures the infrared-heater in the press is removed and the organic sheet is transported into the press. After forming the organic sheet comes in contact with the inserts and is joined together. During transportation the laminates cool down at the surfaces. While forming the organic sheet, it contacts the inserts and the laminates reach their contact or bonding temperature. Then the temperature of the laminates adapts because of the heat flow from one sheet to another. The whole cycle requires the same amount of time as the simple forming step without joining.

First, thermodynamical investigation to determine the contact temperatures of the organic sheet and the inserts was made. The following conditions were assumed: The laminate size is very large compared to the laminate thickness, therefore heat is only transferred into the top or bottom surface of the laminates. The heat at the sides is negligible. These conditions are locally constant for the heat flow process. Thus a one dimensional heat flow in direction of the laminate is considered. For reflection of the transient heat flow the specific heat capacity, the density and the coefficient of conductivity of the laminates were determined.

The result of the thermodynamical investigation is comparable with the experimental data. The temperatures of the laminates must be above melting temperature of the polymer matrix. If the insert top surface is at room temperature or below melting temperature, the heat flow from the organic sheet into the insert is insufficient for a good bonding quality. The temperatures should be as high as possible for the forming process to work at optimum as well. A navigation diagram for the laminate temperatures of different polymers is given.

The experimental investigation concentrated on the following process parameters: organic sheet temperature, insert temperature, bonding pressure and press time. In addition to the variation of process parameters two different matrix materials with different fibre volume content were selected: Glass Fibre reinforced Polypropylene (GF/PP at 35 Vol%) and Carbon/Glass Fibre reinforced Polyamide 12 (CF/GF/PA12 at 50 Vol%). The laminates were impregnated and consolidated in a double belt press. Another diversification was to increase the bonding strength with pure matrix. The process parameters were investigated in the above given order, whereas the other parameters were kept constant. Later the optimised process parameters were used.

The shear strength test (DIN EN 1465) was found to be the best test for investigating bonded sheets. The bending test (DIN EN ISO 14125) was not sensitive enough.

The organic sheet temperature selected should be as high as possible without having too high thermal oxidative degradation. For inserts with a lower reinforcing content it is sufficient to reach the melting temperature. For higher fibre volume fractions the temperature should be the same as the organic sheet temperature. The bonding pressure of CF/GF/PA12 material does not need to be higher than the simple forming. In contrary the GF/PP material, only needs a three times lower pressure, which is due to the different fibre volume content. The fabrics of the highly reinforced CF/GF/PA12 are lying tight one upon the other and need more pressure to prevent delamination. The press time - means the time the press is closed - differs again with different fibre content. GF/PP shows nearly no difference in shear strength values. In contrast, CF/GF/PA12 loses half of the strength, when the press is opened too soon. After the recrystallisation process the press can be opened and the parts can be removed. If the closing time is too short recrystallisation is not complete and the bonding line or the laminate itself delaminates when the press is opened. This effect is more obvious with CF/GF/PA12 material, where the fabrics are packed very tight. Because of the high influence of the fibre volume content on the shear strength the bonding area of CF/GF/PA12 was enriched with

matrix. The shear strength increased up to 25 % adding two Polyamide 12 foils. Also the scatter of the values dropped about 50 %.

For comparison with Tailored Blank Technology, samples were manufactured using the vibration and induction welding technology as well as an autoclave technology. As expected the autoclave samples reached the highest values, followed closely by the Tailored Blank Technology and vibration welding. The induction welded samples had the lowest welding strength. These experiments demonstrate the excellent feasibility of this new one-step-process.

In order to calculate the economic efficiency a static cost analysis was realised which shows advantage of the Tailored Blank Technology process. The manufacturing cost of a side tail unit with 16 add on profiles was less than the costs of vibration and induction welding processes. A 100 % workload and therefore quantities of 25.000 parts per year in one shift production with Tailored Blank Technology and vibration welding was assumed. Including the material cost, the cost advantage of TBT is minimal compared to the vibration welding dependent on the selected material. Induction welding is only cost effective in low quantities.

Inhaltsverzeichnis

Seite

Formelverzeichnis.....	III
-------------------------------	------------

Abkürzungen.....	IV
-------------------------	-----------

1	Einleitung	1
1.1	Einsatzbereiche kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste	1
1.2	Zielsetzungen und Methodik	4
2	Fertigungsverfahren	7
2.1	Diaphragmaformen	7
2.2	Umformen mit Metallstempel.....	9
2.3	Umformen mit Elastomerblock	11
2.4	Umformen mit Silikonstempel	13
2.5	QUICKTEMP Konzept	15
2.6	Direktimprägnieren.....	18
2.7	Direktformen.....	21
2.8	Druckunterstütztes Thermoformen	24
3	Dickenadaptives Umformen	27
3.1	Sandwich-Umformen.....	28
3.1.1	Sandwich-Umformen in mehreren Schritten	29
3.1.2	Sandwich-Umformen in einem Schritt	30
3.2	Tailored Blank Technologie	32
3.3.1	Direktaufheizverfahren	33
3.3.2	Separates Aufheizen.....	37
4	Anlagen- und Prozessanalyse des dickenadaptiven Umformens mit separatem Aufheizen	40
4.1	Anlagen- und Werkzeugspezifikation	40
4.2	Verwendete Materialien.....	45
4.3	Prozess und Analyse	48

5	Thermodynamische Modellierung.....	56
5.1	Thermische Eigenschaften der untersuchten Materialien GF/PP und CF/GF/PA12	56
5.1.1	Faservolumengehalt	56
5.1.2	Spezifische Wärmekapazität.....	57
5.1.3	Wärmeleitfähigkeit	59
5.2	Berechnung der spezifischen Fügewärme	60
5.3	Berechnung der spezifischen Fügewärme und Prozesstemperaturen von anderen Polymeren	70
5.3.1	Starttemperatur des Organo- und des Verstärkungsbleches	70
5.3.2	Fügetemperatur des Organobleches	71
5.3.3	Wärmeleitfähigkeit	71
5.3.4	Spezifische Wärmestrom	72
5.3.5	Spezifische Wärmekapazität.....	72
5.3.6	Spezifische Fügewärme	73
5.3.7	Orientierungslinien für verschiedene Polymere.....	74
6	Experimentelle Untersuchungen.....	76
6.1	Organoblechtemperatur	76
6.2	Verstärkungsblechtemperatur	80
6.3	Fügedruck	90
6.4	Presszeit	93
6.5	Matrixreiche Fügezone	101
7	Ergebnis der experimentellen Untersuchungen	104
8	Wirtschaftliche Untersuchungen des dickenadaptiven Umformens mit separatem Aufheizen	108
8.1	Annahmen für die statische Vergleichskostenrechnung.....	108
8.2	Ergebnis der Wirtschaftlichkeitsuntersuchung	112
9	Zusammenfassung.....	115
10	Literaturverzeichnis.....	117
11	Anhang	127

Formelverzeichnis

Lateinische Zeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
A	mm ²	Fläche
AS	DM	Durchschnittliche Abschreibung pro Periode
AW	DM	Anschaffungskosten
b	mm	Breite
c _p	J/kgK	spezifische Wärmekapazität
d	mm	Dicke
h	mm	Höhe
\dot{H}	W	Wärmestrom
i	%	kalkulatorischer Zinssatz
I _x	mm ⁴	Trägheitsmoment
m	kg	Masse des Verbundes
m _F	kg	Masse der Fasern
n	a	Anzahl der Nutzungsjahre
RW _n	DM	Restwert am Ende der Nutzungsdauer
RW _{n-1}	DM	Restwert zu Beginn des letzten Nutzungsjahres
\dot{Q}	W	Wärmestrom
\dot{q}	W/m ²	spezifischer Wärmestrom
q	kJ/m ²	Spezifische Wärme
q _{ab}	kJ/m ²	abgeführte spezifische Wärme
q _{zu}	kJ/m ²	zugeführte spezifische Wärme
q _F	kJ/m ²	spezifische Fügewärme
q _{F,krit}	kJ/m ²	kritische spezifische Fügewärme
q _s	kJ/m ²	spezifische Strahlungswärme
q _{Kd}	kJ/m ²	spezifische Konduktionswärme
q _{Kv}	kJ/m ²	spezifische Konvektionswärme
T	K	Temperatur
\dot{T}	K/s	Aufheizgeschwindigkeit
T _{OB-o}	K	Organoblechtemperatur, oben
T _{OB-u}	K	Organoblechtemperatur, unten
T _{VB-o}	K	Verstärkungsblechtemperatur, oben
T _{VB-u}	K	Verstärkungsblechtemperatur, unten
T _{VB1}	K	Anfangstemperatur, Verstärkungsblech
T _{VB2}	K	Oberflächentemperatur, oben, Verstärkungsblech
T _{VB-m}	K	mittlere Temperatur, Verstärkungsblech
T ₁	K	Starttemperatur
T ₂	K	Endtemperatur
V	mm ³	Volumen des Verbundes
V _F	mm ³	Volumen der Fasern
x	mm	Faserquerschnitt in Wärmeleitrichtung
y	mm	Faserquerschnitt quer zur Wärmeleitrichtung
ZK	DM	durchschnittlichen Zinskosten pro Periode

Griechische Symbole

Zeichen	Einheit	Bedeutung
ΔT	K	Temperaturdifferenz
φ	-	Faservolumenanteil
λ	W/mK	Wärmeleitfähigkeit
λ_F	W/mK	Wärmeleitfähigkeit der Fasern in Faserrichtung
λ_M	W/mK	Wärmeleitfähigkeit der Matrix
λ_1	W/mK	Wärmeleitfähigkeit des Verbundes in Faserrichtung
λ_2	W/mK	Wärmeleitfähigkeit des Verbundes quer zur Faserrichtung
ρ	g/cm ³	Dichte des Verbundes
ρ_F	g/cm ³	Dichte der Fasern
ρ_M	g/cm ³	Dichte der Matrix
ψ	-	Fasergewichtsanteil

Abkürzungen

AF	Aramidfaser
CF	Kohlenstofffaser
DSC	Differential Scanning Calorimetrie
EP	Epoxid
F	Faser
GF	Glasfaser
GMT	Glasmatteverstärkte Thermoplaste
LFT	Langfaserverstärkte Thermoplaste
M	Matrix
OB	Organoblech
REM	Rasterelektronenmikroskop
PA	Polyamid
PC	Polycarbonat
PI	Polyimid
PMI	Polymethacrylimid
PEI	Polyetherimid
PES	Polyethersulfon
PET	Polyethylenterephthalat
PP	Polypropylen
PUR	Polyurethan
RTM	Resin Transfer Moulding
SMC	Sheet Moulding Compound
TBT	Tailored Blank Technologie
UD	unidirektional
VB	Verstärkungsblech

1 Einleitung

1.1 Einsatzbereiche kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste

Faserverstärkte Kunststoffe werden seit Jahren untersucht und eingesetzt. Insbesondere die hohe spezifische Festigkeit eröffnen dieser Werkstoffgruppe Einsatzmöglichkeiten als Leichtbaumaterial. Neben Metallen, wie Stahl und Aluminium, werden auch Holz und unverstärkte Kunststoffe substituiert. Die Vorteile der faserverstärkten Kunststoffe reichen von dem geringen spezifischen Gewicht, der Chemikalien- und Korrosionsbeständigkeit, den einstellbaren elektrischen, akustischen und thermischen Eigenschaften bis hin zur Funktionsintegration mittels Integralbauweise. Durch die Art (Kurzfasern, Langfasern, kontinuierliche Fasern), den Gehalt (bis zu 80 Vol%) und die Anordnung (Gewebe, Gestricke, Gelege, unidirektionale Fasern, Matten) der Verstärkungsfasern und die Wahl des Verstärkungsmaterials (Natur-, Glas-, Aramid-, Kohlenstofffaser) können für den jeweiligen Anwendungsfall die mechanischen Eigenschaften optimal angepasst werden [1-3].

Duroplastische Systeme, also in einem chemischen Prozess aushärtende (vernetzende) Kunststoffe, dominieren immer noch den Markt, obwohl sie einen entscheidenden Nachteil besitzen: Duroplastische Kunststoffe sind nicht wiederverwertbar. Dagegen bieten thermoplastische Systeme, also schmelzbare Kunststoffe, einfache Wiederverwertungsmöglichkeiten durch das Bondpress-Verfahren, Schreddern und Plastifizieren oder sogar Spritzgießen nach vorherigem Mahlen von Altteilen [4-7].

Die Altautoverordnung der Bundesrepublik Deutschland sieht seit dem 01. April 1998 bei Stilllegung eines Kraftfahrzeugs die Übergabe an ein zertifizierten Verwerter vor. Dabei steht zunächst eine Reduktion der Schredderleichtfraktion vom heutigen Wert von 25 Gew.-% auf 15 Gew.-% bis zum Jahr 2005 und 5 Gew.-% bis zum Jahr 2015 an. Ab dem Jahr 2005 müssen mindestens 80 % und ab dem Jahr 2015 mindestens 85 % stofflich verwertet werden. Außerdem müssen Werkstoffe der Neufahrzeuge ab 2004 zu mindestens 95 % wieder verwendbar oder verwertbar sein. Paradoxerweise ist diese Verordnung am einfachsten zu erfüllen, je mehr Stahl im Auto verbaut ist. Eine Verwendung von duroplastischen Kunststoffen in Personenkraftwagen ist aus Recyclinggründen und damit im Sinne der Altautoverordnung undenkbar, da hier nur eine thermische Verwertung sinnvoll erscheint. Dennoch werden in der Automobilindustrie duroplastische Prozesse, wie Resin Transfer

Moulding (RTM) oder Sheet Moulding Compound (SMC), weiterentwickelt. Als Leichtbaumaterial würden faserverstärkte Thermoplaste die Anforderungen der Verordnung erfüllen. Eine werkstoffliche Verwertung von Thermoplasten ist dennoch problematisch, da in einem Personenkraftwagen bis zu 150 verschiedene Kunststofftypen eingesetzt werden, die möglichst sauber und sortenrein erfasst werden müssten. Dies wird beim Auto künftig nur auf wenige, große und leicht demontierbare Bauteile beschränkt bleiben [8-12].

Die bereits erwähnten Vorteile der faserverstärkten Thermoplaste führten in der Anwendung zu einer Vielzahl von unterschiedlichen Komponenten. Tabelle 1.1 gibt einen Überblick über die Industriebranchen und Anwendungen von faserverstärkten Thermoplasten.

Tabelle 1.1: Übersicht über die Industriebranchen und Anwendungen von faserverstärkten Thermoplasten (ohne Spritzgussbauteile) [13-17]

Industriebranche	Anwendungen
Bauwesen	Brückenbau, Tunnelbau
Elektrotechnik	Leiterplatten, Abdeckungen, Isolation
Energietechnik	Motorenbau, Turbinenbau
Freizeit und Sport	Tennisschläger, Golfschläger, Fahrradrahmen, Helme, Skier, Snowboards, Schuhsohlen, Kanus, Skateboards, Snowboardbindungen, Lautsprechermembranen
Luft- und Raumfahrt	Radome, Höhenleitwerks-Nasenkasten, Wand- und Bodensegmente
Maschinenbau	Textilmaschinen, Werkzeugmaschinen
Medizintechnik	Implantate, Prothesen, Operationstische, Ausstattung für Röntgenbestrahlung, Rollstühle
Verkehrstechnik	Unterbodenschutz, Frontend, Antriebswellen, Sitzstrukturen, Heckklappe, Instrumententafel, Bodenklappe
Sicherheitstechnik	Sicherheitsschuhkappen, Protektoren, Feuerwehrhelme, Schutzwesten
Lebensmittelindustrie	Gärbleche
Möbelindustrie	Lattenroste, Schränke, Sanitärstellen
Off-Shore-Technik	Bootsrümpfe, Segelmasten
Rüstungstechnik	Gewehrkolben, Panzerung, Helme

Vor allem im Freizeit-, Sport-, Sicherheits- und Rüstungsbereich kommen faserverstärkte Thermoplaste (auch Duroplaste) zum Einsatz. Dort werden die höheren Kosten für mehr Sicherheit, höheren Tragekomfort und Ästhetik gegenüber herkömmlichen Materialien akzeptiert und bezahlt. Ein weiterer Bereich, in dem allerdings auch höhere Stückzahlen gefordert werden, stellt der Automobilbau dar. Hier wird der Großteil der Bauteile durch Glas-Matten verstärkte Thermoplaste (GMT) und Lang-Faser verstärkte Thermoplaste (LFT) abgedeckt [18-22]. GMT und LFT sind vergleichsweise einfach zu verarbeitende Verbundmaterialien mit mäßigem mechanischem Eigenschaftsprofil, aber auch geringem Preisniveau. Eine Steigerung der mechanischen Eigenschaften kann durch die Verwendung

von gewebeverstärkten Thermoplasten mit kontinuierlicher Faserverstärkung und einem hohen Faservolumenanteil bis 50 % erzielt werden [23]. Die Halbzeuge, sogenannte Organobleche, d.h. vollständig imprägnierte und konsolidierte Lamine, werden kontinuierlich auf Doppelbandpressen oder diskontinuierlich im Autoklaven, in Etagenpressen oder mittels Intervallheißpressverfahren hergestellt [24-30]. Eine Übersicht über die zur Zeit kommerziell erhältlichen Organobleche ist im Anhang A1 dargestellt. Für die Weiterverarbeitung wird das Organoblech in einem Infrarotstrahlerfeld über die Schmelztemperatur des Matrixpolymers erwärmt und in einer schnellschließenden Presse umgeformt. Nach Unterschreiten der Rekristallisations- bzw. Glasübergangstemperatur der Matrix kann das Bauteil entnommen und weiterbearbeitet werden. Bedingt durch die vorgeschaltete Imprägnierung werden bei dem Umformvorgang, je nach Matrixpolymer und Laminatdicke, Zykluszeiten von 60 s bis 90 s erzielt. Eine Senkung der Zykluszeit bis auf 20 s wird durch eine vollautomatisierte Fertigungsanlage mit einer kontinuierlichen Erwärmung der Organobleche in Taktzeit erreicht. Dies entspricht der Zeit für die Umform- und Abkühlphase. Somit stellt die Umformtechnik ein großserientaugliches Herstellungsverfahren dar [31-36].

Zur Zeit wird als einziges Serienbauteil die Bodenklappe des Nissan Primera Travellar aus gewebeverstärkten Thermoplasten (GF/PP) in Sandwichbauweise mit einer Polypropylen-Wabe hergestellt [37], siehe Bild 1.1.

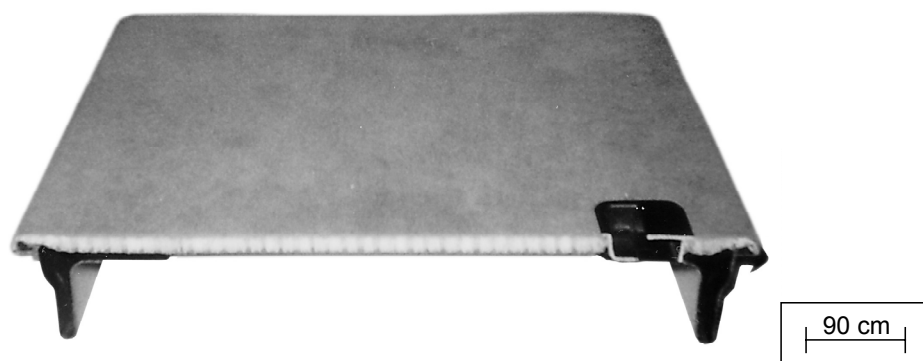


Bild 1.1: Bodenklappe des Nissan Primera Travellar [37]

Viele Prototypen, wie der Querlenker, der Sicherheitssitz, die Seitentürstruktur, Sitzstrukturen und Querträger sind bereits von den Automobilherstellern gefertigt und analysiert worden [38-44]. Der Dreiecksquerlenker in Bild 1.2 wird zweischalig umgeformt und in einem

zweiten Schritt vibrationsgeschweißt. Die Stanzabfälle der Schalen werden zum Einspritzen der Metalllagerbuchsen verwendet, welche auf diese Weise exakt gepasst sind.



Bild 1.2: Dreiecks-Querlenker (Prototyp) aus CF/PA66 (Quelle: Linde & Wiemann Composites GmbH & Co)

Dennoch ist die Anzahl der Anwendungen im Automobilbau nicht gestiegen. Probleme beim Einsatz gewebeverstärkter Thermoplaste sind [46-50]:

- die unbefriedigende Simulations- und Auslegungssicherheit,
- die mangelnde Kenntnis über Lebensdauer und Ermüdung,
- die unzureichende Oberflächenqualität (Class A)
- die hohen Materialkosten, sowie
- die noch nicht vollständig ausgereifte Prozesstechnik.

1.2 Zielsetzungen und Methodik

Die vorliegende Arbeit soll einen Beitrag zur Weiterentwicklung des Prozesses der Umformtechnik für gewebeverstärkte Thermoplaste darstellen. Der Materialfluss der Organobleche beginnt bei deren Herstellung, z.B. Doppelbandpresstechnik, führt zur Formgebung, und falls notwendig, zu einer Fügung mit anderen Teilen, wie Profilen oder Krafteinleitungselementen, siehe Bild 1.3. Zur Reduzierung der Prozessschritte und damit zur Einsparung der Produktdurchlaufzeit sowie von Investitionsmitteln, wird in dieser Arbeit ein Verfahren untersucht, welches die Fügung in den Formgebungsprozess integriert. Die Kombination von Formgebung und Fügen wird „Tailored Blank Technologie“ (TBT)

genannt. Ziel ist die Reduzierung der Prozesskette auf die Schritte: Imprägnierung und Formgebung/Fügen. Eine Kombination von Imprägnierung (Halbzeugherstellung) und Formgebung ist ebenfalls möglich, führt aber zu erhöhten Zykluszeiten (siehe Kapitel 2).

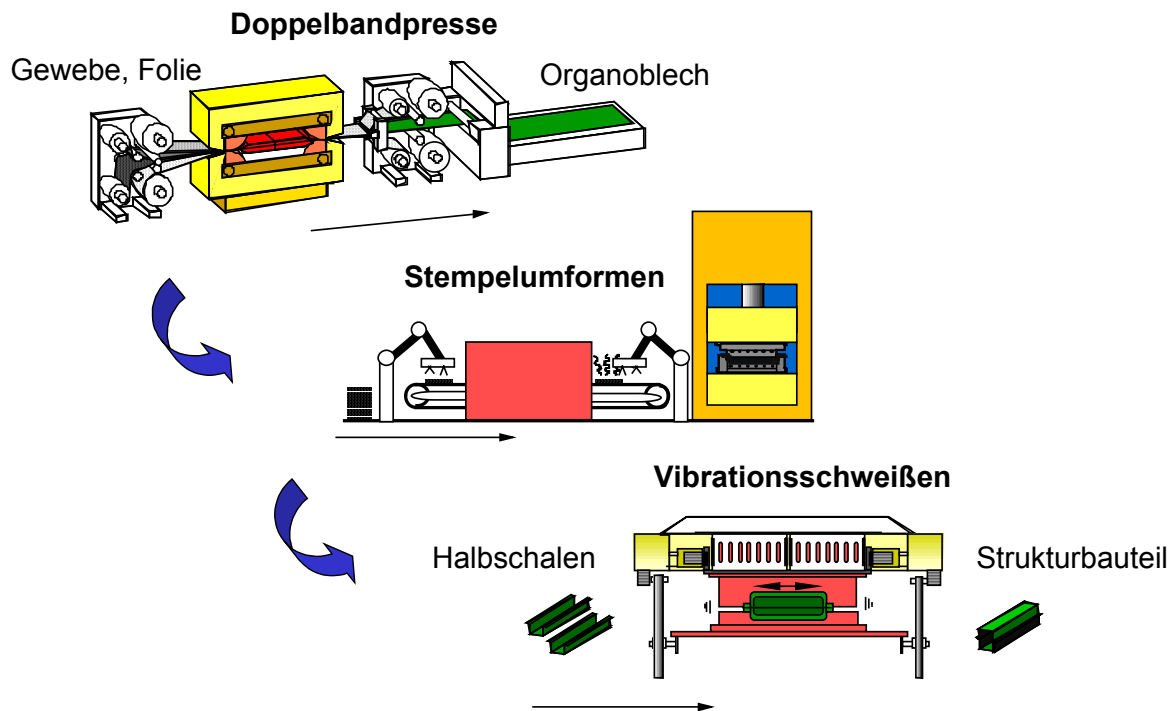


Bild 1.3: Materialfluss von Organoblechen: Herstellung-Formgebung-Fügen

Die bestehende Prozesstechnik geht von homogenen Halbzeugdicken aus, die nach der Formgebung zu quasihomogenen Halbzeugdicken führen. Vor allem Krafteinleitungsstellen, aber auch lokale Stellen mit deutlich höheren Beanspruchungen, führen zu höheren Bauteildicken, die an den meisten Bereichen überdimensioniert sind. Das zusätzlich eingesetzte Material erhöht das Bauteilgewicht und die Bauteilkosten. Ziel dieser Arbeit ist es, dies durch die Aufbringung von lokalen Aufdickungen, bzw. Verstärkungen zu vermeiden. Die lokalen Aufdickungen werden in einem Prozessschritt beim Umformen an das umzuformende Organoblech gefügt.

Im folgenden werden nach einer Einführung in die bestehenden Umformverfahren zunächst die Methoden analysiert, die für eine lokale Verstärkung in Frage kommen (siehe Bild 1.4). Anschließend werden die für einen Umform- und Fügeprozess in einem Schritt notwendigen Prozesstemperaturen mit Hilfe eines thermodynamischen Modells für unterschiedliche gewebeverstärkte Thermoplaste hergeleitet. Diese analytischen Ergebnisse werden anhand von experimentellen Untersuchungen verifiziert. Dazu soll eine bestehende Umformanlage

modifiziert und mit einem zweiten Strahlerfeld erweitert werden. Mit einem für diese Untersuchungen angefertigten Versuchswerkzeug werden dann zusätzlich andere Prozessparameter, wie Fügedruck und Presszeit an zwei ausgewählten unterschiedlichen Materialien validiert. Abschließend wird mit Hilfe einer statischen Vergleichskostenrechnung der Wirtschaftlichkeitsvorteil der Tailored Blank Technologie für gewebeverstärkte Thermoplaste aufgezeigt.

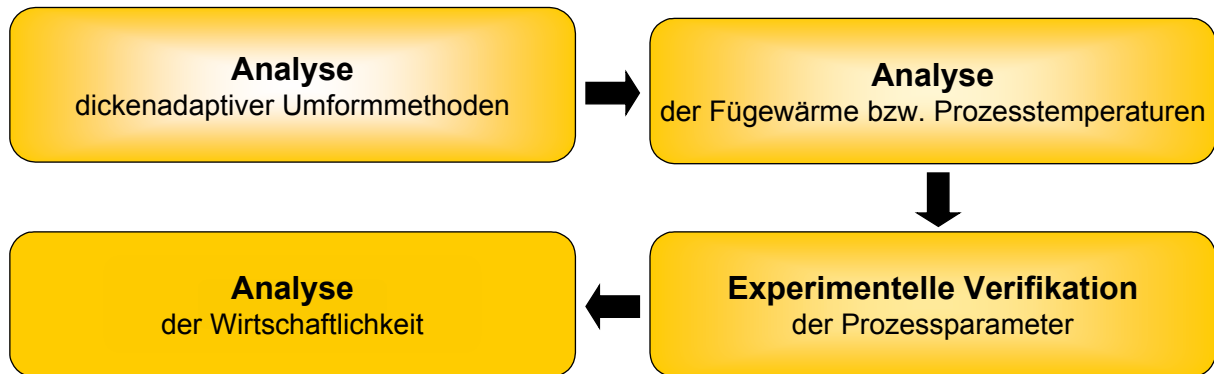


Bild 1.4: Methodik zur Entwicklung eines Umform- und Fügeprozesses in einem Schritt

Die thermodynamischen Untersuchungen beinhalten folgende Punkte:

- Berechnung der benötigten, spezifischen Fügewärme
- Ermittlung der spezifischen Wärmekapazitäten
- Berechnung der Prozesstemperaturen von Organo- und Verstärkungsblech

Die experimentellen Untersuchungen umfassen die Punkte:

- Ermittlung der Organoblechtemperatur
- Ermittlung der Verstärkungsblechtemperatur
- Ermittlung des Fügedruckes
- Ermittlung der Presszeit
- Untersuchung einer matrixreichen Fügezone

2 Fertigungsverfahren

2.1 Diaphragmaformen

Das Diaphragmaformen ist bezüglich seiner Entwicklungszeit das älteste Fertigungsverfahren zur Herstellung von dünnwandigen Bauteilen für kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste. Dabei wird in der Literatur vom Diaphragmaformen im Autoklaven und dem nicht isothermen Diaphragmaformen nach ZIEGMANN unterschieden. Das Diaphragmaformen im Autoklaven stellt dabei ein Verfahren mit extrem langen Zykluszeiten dar, weshalb im folgenden nur auf das nicht isotherme Diaphragmaformen eingegangen wird [51-53].

Beim nicht isothermen Diaphragmaformen wird der Werkstoff zwischen zwei superelastische Folien gelegt und Vakuum angelegt. Die superelastischen Folien, Diaphragmen genannt, bestehen aus hochtemperaturbeständigen Elastomeren, wie z. B. Fluor-Silikon (FVMQ) oder Acrylester-Kautschuk (ACM), und besitzen in bestimmten Temperaturbereichen Dehnungen von einigen hundert Prozent. Dieses Paket wird mittels Strahlung oder Konduktion über Schmelztemperatur des Polymers erwärmt und anschließend in die Umformstation transportiert. Je nachdem wie die Anlage konzipiert ist, kann die Aufheizstation aus der Umformstation transferiert werden, siehe Bild 2.1.

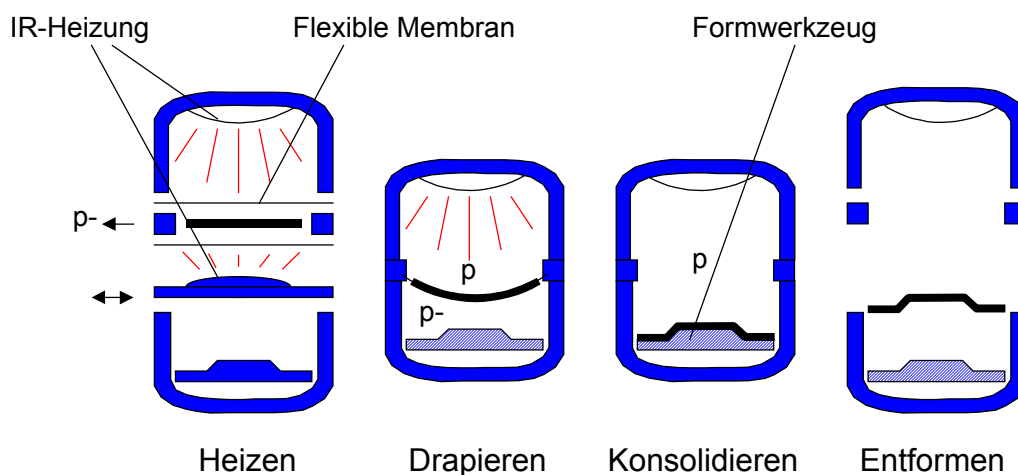


Bild 2.1: Nicht isotherme Diaphragma-Verfahren: Konzept [53]

Anschließend schließt die Druckglocke, wobei die Diaphragmen als Dichtungen wirken. Unterhalb des Laminatpaketes befindet sich die Werkzeughälfte, in der Vakuum angelegt wird. Da Vakuum allein nicht ausreichen würde, um kontinuierlich faserverstärkte

Thermoplaste thermozuformen, wird von der Oberseite her das Laminat mit Druck beaufschlagt. Das Diaphragmenpaket wird umgeformt, kühlt in der beheizten Werkzeughälfte ab und kann nach Unterschreiten der Rekristallisationstemperatur entformt werden.

Vorteile des nicht isothermen Diaphragmaformens sind [51-59]:

- Als Halbzeugmaterialien können neben komplett imprägnierten Organoblechen auch Prepregs, meist in Form von Hybridgarngeweben, verwendet werden. Wegen der längeren Verweilzeit im schmelzflüssigen Zustand der Matrix ist eine Nachimprägnierung während der Aufheiz- und Umformphase möglich.
- Durch die luftdichte Verpackung zwischen den Diaphragmen werden Formteile mit hoher Imprägniergüte erreicht, da keine Lufteinschlüsse und eine geringere Matrixoxidation zu erwarten sind.
- Wegen der Zugspannungen der Diaphragmen wird während des Umformens der Lamine, insbesondere der Gewebescherung bei dreidimensionalen Geometrien, die Faltenbildung verhindert bzw. reduziert. Eine zusätzliche Niederhalterkonstruktion ist nicht notwendig.
- Komplexe Bauteilgeometrien sind einfach zu realisieren. Ebenfalls sind leichte Formteilminterschnidungen ohne größere Probleme herzustellen.
- Durch die gleichmäßige Druckverteilung normal zur Werkzeugoherfläche sind keine Laminatablösungen (Delaminationen), die zu einer Reduzierung der mechanischen Eigenschaften führen, zu befürchten.
- Zur Herstellung von Bauteilen ist nur eine Werkzeughälfte nötig.
- Probleme wegen Laminataufdickungen infolge Gewebescherung sind wegen der freien Kavität nicht gegeben. Die Variation der Laminatdicken oder Lagenaufbau kann mit einer Werkzeughälfte bewerkstelligt werden. Auch unterschiedliche Laminatdicken im Bauteil sind problemlos herzustellen. Dies gilt auch für die Verwendung von Dekorfolien.
- Die Investitionskosten für die Anlagentechnik und Platzbedarf sind vergleichsweise gering.

Dem stehen folgende Nachteile gegenüber:

- Diaphragmen sind Isolatoren und wirken einer schnellen Erwärmung bzw. Abkühlung entgegen. Die Zykluszeit ist mit 5 min vergleichsweise lang. Besonders die Imprägnierung von Prepregs als Halbzeugmaterial lässt die Zykluszeit noch weiter ansteigen, da in der Aufheizphase der Imprägnierungsdruck nur 1 bar beträgt.
- Diaphragmen versagen bei hohen Temperaturen, dicken Laminaten, großen Umformraten und spitzen Winkeln und Ecken schnell. Neben der erhöhten Wartungsarbeit steht auch der hohe Preis der Diaphragmen einer kostengünstigen Fertigung entgegen.
- Während der Abkühlung des Laminates erfolgt die Wärmeabfuhr ungleichmäßig nur durch eine Werkzeughälfte und kann zu Eigenspannungen und Bauteilverzug führen.

In Tabelle 2.1 sind die Eigenschaften des nicht isothermen Diaphragmaformens zusammengefasst.

Tabelle 2.1: Nicht isotherme Diaphragmaformen: Vor- und Nachteile

Verfahren	Nicht isotherme Diaphragmaformen	Begründung	
Halbzeugauswahl	hoch	alle Halbzeuge	+
Halbzeugkosten	niedrig - hoch	je nach Halbzeug	±
Werkzeugkosten	niedrig	eine Werkzeughälfte	+
Investitionsbedarf	gering	Druckglocke und Aufheizstation	+
Zykluszeit	mittel - hoch	Imprägnierungszeit	-
Laufende Kosten	hoch	kostenintensive Diaphragmen	-
Bauteilqualität	hoch	Diaphragmenspannung	+
Bauteilkomplexität	hoch	Hinterschneidungen möglich	+
Laminatdickenanpassung	hoch	eine Werkzeughälfte	+
Bauteildickenvariabilität	hoch	zusätzliche Laminatlagen	+

2.2 Umformen mit Metallstempel

Als Stempelumformverfahren werden Verfahren bezeichnet, welche mit Hilfe von schnell schließenden Pressen extrem kurze Zykluszeiten ermöglichen. Dabei kommen Stempel zum Umformen der vorher komplett imprägnierten Organobleche zum Einsatz. Eine nachträgliche Imprägnierung ist wegen der kurzen Zeit der Matrix im schmelzflüssigen Zustand nicht möglich. Die Erwärmung erfolgt meist in Infrarotstrahlerfeldern, stets getrennt von der Umformung, wodurch die Umform- und Abkühlungsphase die zeitbestimmenden Faktoren sind. Zur Vermeidung oder Reduzierung der Faltenbildung wird ein spezieller Niederhalter benötigt, der mechanisch oder pneumatisch gesteuert wird [60-64].

Unter Stempelumformen mit Metallstempel (engl.: Matched Metal Moulding) versteht man, wie der Name schon verrät, das Umformen mit Werkzeugen aus Stahl oder Aluminium (siehe Bild 2.2).

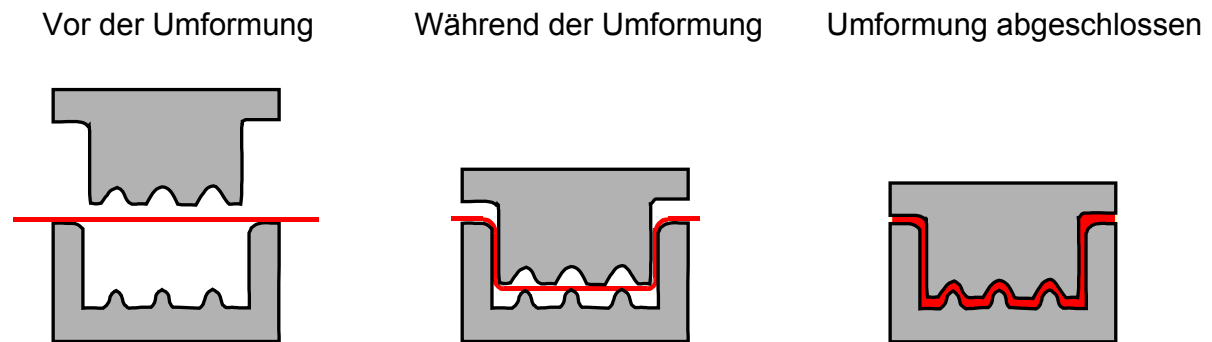


Bild 2.2: Stempelumformen mit Metallstempel

Die Kavität des Werkzeuges ist durch die festen Werkzeughälften vorgegeben. Diese werden auf eine polymerabhängige Temperatur beheizt.

Die Vorteile des Stempelumformens mit Metallstempel sind [60-70]:

- Extrem kurze Zykluszeiten sind erreichbar.
- Wegen der festen Werkzeugkonturen können auch kleine Radien und Ecken sehr gut umgeformt werden.
- Die festen Werkzeugkonturen realisieren sehr gute, reproduzierbare Formteilgenauigkeiten und Oberflächen.
- Besonders Stahlwerkzeuge besitzen eine hohe Standzeit und führen zu geringen Wartungsarbeiten.
- Beide Werkzeughälften sind gut temperierbar und dadurch die Abkühlungsgeschwindigkeiten des Laminates sehr gut steuerbar, wodurch die Gefahr von Eigenspannungen und Verzug im Bauteil minimiert wird.
- Die Automatisierbarkeit dieses Verfahrens ist hoch.

Folgende Nachteile stehen dem Vorteilen gegenüber:

- Die Halbzeuge müssen vollständig imprägniert sein.
- Wegen der Laminataufdickung infolge Gewebescherung bei dreidimensionalen Umformungen muss die Werkzeugkavität exakt ausgelegt und gefertigt sein, da sonst die Fasern abgeschert werden oder das Bauteil nicht komplett ausgeformt wird.
- Es kann mit festen Werkzeugen kein Druck senkrecht zur Pressrichtung aufgebaut werden, so dass die Kavitäten im Werkzeug sehr genau gefertigt werden müssen. Andernfalls können Delaminationen die mechanischen Eigenschaften des Laminates bzw. des Bauteils drastisch herabsetzen.
- Eine Variation der Laminatdicke bedingt immer eine neue Matrize oder Patrize.
- Faltenbildungen müssen durch einen Niederhalter vermindert bzw. vermieden werden.
- Hinterschneidungen können nur mittels teuren Schikanenwerkzeugen erzeugt werden.
- Die Werkzeugkosten sind vergleichsweise hoch.

In Tabelle 2.2 ist eine Übersicht über das Stempelumformen mit Metallstempel gegeben.

Tabelle 2.2: Eigenschaften des Stempelumformens mit Metallstempel

Verfahren	Stempelumformen mit Metallstempel	Begründung	
Halbzeugauswahl	niedrig	vollständig imprägniert	-
Halbzeugkosten	hoch	Imprägnierungskosten	-
Werkzeugkosten	hoch	feste Werkzeughälften	-
Investitionsbedarf	mittel	Umformpresse mit Aufheizstation	o
Zykluszeit	kurz	nur Umform- und Abkühlungsphase	+
Laufende Kosten	gering	keine Zusatzmittel erforderlich	+
Bauteilqualität	mittel	keine homogene Druckverteilung, gute Oberflächenqualität	o
Bauteilkomplexität	hoch	Hinterschneidungen nur mit Schikanenwerkzeug möglich, kleine Radien formbar	+
Laminatdickenanpassung	gering	feste Werkzeughälften	-
Bauteildickenvariabilität	hoch	zusätzliche Laminatlagen	+

2.3 Umformen mit Elastomerblock

Ein Aufbau, der wegen der großen Menge an Kleinst- und Kleinserien von Produkten in der Flugzeugindustrie Verwendung findet, ist das Stempelumformen mit einem Elastomerblock (engl.: Rubber Pad Forming). Hierbei wird das Oberwerkzeug (Patrize) aus einem

Elastomerblock ausgeführt, der möglichst temperaturbeständig und verschleißfest sein soll, siehe Bild 2.3.

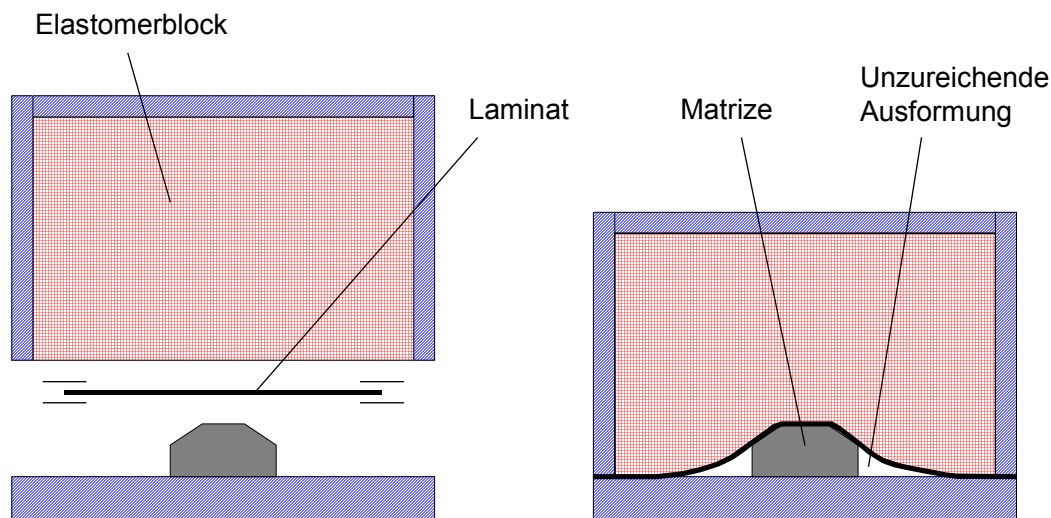


Bild 2.3: Stempelumformen mit Elastomerblock

Das Unterwerkzeug (Matrize) besteht zumeist aus Stahl oder Aluminium. Während der Umformung nimmt der hochverformbare Block die Kontur der Matrize an. Der Hauptvorteil dieses Verfahrens besteht in der Herstellung von unterschiedlichen Produkten mit nur einem Stempel [71, 72].

Folgende Vorteile sind für das Stempelumformen mit Gummiblock zu nennen [71, 72]:

- Es werden sehr kurze Zykluszeiten erreicht.
- Für die Herstellung von Bauteilen wird nur eine Werkzeughälfte benötigt. Die andere besteht aus einem Elastomerblock, der auch für andere Matrizen einsetzbar ist, und somit die Werkzeugkosten senkt.
- Die Druckverteilung im Werkzeug ist verhältnismäßig gleichmäßig, da der Druck des Elastomers auch orthogonal zur Pressrichtung wirkt.
- Wegen des Kontaktes mit der Metallmatrize werden einseitig sehr hohe Oberflächenqualitäten erzielt.
- Probleme wegen Laminataufdickungen infolge Gewebescherung sind nicht gegeben. Variationen der Laminatdicke oder des Lagenaufbaus sind wegen der elastischen Eigenschaften der Matrize möglich. Auch unterschiedliche Laminatdicken im Bauteil sind problemlos herzustellen.
- Leichte Formteilhinterschneidungen sind möglich.
- Die Automatisierbarkeit dieses Verfahrens ist hoch.

Daneben sind folgende Nachteile bekannt:

- Die Halbzeuge müssen vollständig imprägniert sein.
- Zur Vermeidung bzw. Reduzierung von Faltenbildung muss ein Niederhalter verwendet werden.
- Die Haltbarkeit der Elastomerblöcke ist begrenzt. Vor allem bei hoher Temperaturbelastung und scharfen Umformkanten sowie hohen Umformraten verschleßen die Elastomerpatrizen sehr schnell.
- Wegen der schlechten Temperierbarkeit der Elastomerblöcke kühlt das umgeformte Laminat ungleichmäßig ab, was zu Eigenspannungen und Verzug im Bauteil führen kann.
- Scharfkantige Radien oder Ecken werden nur unzureichend ausgeformt, wenn sich diese auf der konvexen Seite der Elastomerblöcke befinden.

Tabelle 2.3 zeigt die Eigenschaften des Stempelumformens mittels Elastomerblock.

Tabelle 2.3: Eigenschaften des Stempelumformens mit Elastomerblock

Verfahren	Stempelumformen mit Elastomerblock	Begründung	
Halbzeugauswahl	niedrig	vollständig imprägniert	-
Halbzeugkosten	hoch	Imprägnierungskosten	-
Werkzeugkosten	mittel	ein Elastomerblock, Stempelverschleiß	o
Investitionsbedarf	mittel	Umformpresse mit Aufheizstation	o
Zykluszeit	kurz	nur Umform- und Abkühlungsphase	+
Laufende Kosten	gering	keine Zusatzmittel erforderlich	+
Bauteilqualität	hoch	Homogene Druckverteilung	+
Bauteilkomplexität	mittel	Hinterschneidungen möglich, kleine Radien problematisch	o
Laminatdickenanpassung	gut	Elastomerblock	+
Bauteildickenvariabilität	hoch	zusätzliche Laminatlagen	+

2.4 Umformen mit Silikonstempel

Ein weiteres Stempelumformverfahren stellt das Silikonstempelumformen dar. Dieses Verfahren vereint die Vorteile der homogenen Druckverteilung und der variablen Werkzeugkavität mit einer erhöhten Werkzeugstandzeit. Der Unterschied zum Elastomerblock besteht in der Geometrie der Patrize, die der Bauteilkontur ähnelt. Die Querschnittsfläche des Silikonstempels ist, verglichen mit einem Metallstempel, ein wenig kleiner, um zunächst die Umformrate zu bewältigen. Da für eine vollständige Ausformung

des Bauteiles das Volumen in der Matrize ausgefüllt sein muss, ist die Stempelhöhe länger, siehe

Bild 2.4 [31, 60].

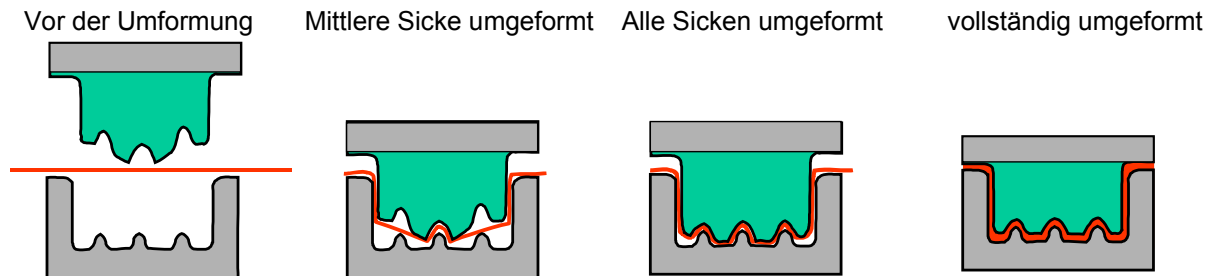


Bild 2.4: Silikonstempel

Der Silikonstempel kann durch seine hohe elastische Dehnung sequentielle Umformungen durchführen. Bei der gegebenen Werkzeugform in Bild 2.4 formt der Silikonstempel zunächst die mittlere Versteifungssicke, danach die beiden äußeren Sicken und zum Schluss erst die Ecken in der Patrize um. Gute Ergebnisse wurden bisher mit den Silikontypen Silastic J der Fa. Dow Corning oder mit Aircast 3700 der Fa. Airtech erzielt.

Das Stempelumformen mit Silikonstempel besitzt folgende Vorteile [31, 60, 73-77]:

- Extrem kurze Zykluszeiten sind erreichbar.
- Die Standzeit der Silikonstempel mit angepasster Werkzeuggeometrie ist, verglichen mit den Elastomerblöcken, sehr hoch. Im Rahmen eigener Arbeiten sind in Hydropulsversuchen 70.000 Simulationsumformungen ohne großen Verschleiß am Silikonstempel durchgeführt worden.
- Die Kosten für einen Silikonstempel liegen deutlich unterhalb derer für einen Metallstempel.
- Die Druckverteilung im Werkzeug ist relativ gleichmäßig, da der Druck des Elastomers auch orthogonal zur Pressrichtung wirkt.
- Wegen des Kontaktes mit der Metallmatrize werden einseitig sehr hohe Oberflächenqualitäten erzielt.
- Probleme wegen Laminataufdickungen infolge Gewebescherung sind nicht gegeben. Variationen der Laminatdicke oder des Lagenaufbaues sind wegen der elastischen Eigenschaften der Patrize möglich.
- Die Automatisierbarkeit dieses Verfahrens ist hoch.

Folgende Auflistung zeigt die Nachteile:

- Die Halbzeuge müssen vollständig imprägniert sein.
- Faltenbildungen müssen durch einen Niederhalter vermindert bzw. vermieden werden.
- Kleine Radien und Ecken sind nur mit sehr exakt gearbeiteten Silikonstempeln auszuformen, wodurch die Formteilkomplexität gegenüber festen Patrizen eingeschränkt ist.
- Es ist ein spezieller Silikonstempel erforderlich.

Tabelle 2.4 fasst die Eigenschaften des Stempelumformen mit Silikonstempel zusammen.

Tabelle 2.4: Eigenschaften des Stempelumformens mit Silikonstempel

Verfahren	Stempelumformen mit Silikonstempel	Begründung	
Halbzeugauswahl	niedrig	vollständig imprägniert	-
Halbzeugkosten	hoch	Imprägnierungskosten	-
Werkzeugkosten	mittel	ein Silikonstempel	o
Investitionsbedarf	mittel	Umformpresse mit Aufheizstation	o
Zykluszeit	kurz	nur Umform- und Abkühlungsphase	+
Laufende Kosten	gering	keine Zusatzmittel erforderlich	+
Bauteilqualität	gut	homogene Druckverteilung, einseitig gute Oberflächenqualität	+
Bauteilkomplexität	mittel	Hinterschneidungen möglich, kleine Radien schwer formbar	o
Laminatdickenanpassung	hoch	elastischer Silikonstempel	+
Bauteildickenvariabilität	hoch	zusätzliche Laminatlagen	+

2.5 QUICKTEMP Konzept

Das QUICKTEMP Konzept stellt eine Kombination des Imprägnierens und des Umformens in einem Werkzeug dar. Da zum Imprägnieren Temperaturen weit über Schmelztemperatur und zum Entformen Temperaturen deutlich unter Schmelztemperatur des Polymers benötigt werden, müsste das Werkzeug über große Temperaturdifferenzen erwärmt und abgekühlt werden. Dies ist allerdings zum einen nur durch lange Zykluszeiten realisierbar, zum anderen wird dadurch in hohem Maße Energie verbraucht. Das QUICKTEMP Konzept sieht deshalb eine Außenform des Werkzeugs als Energiespeichermedium vor (meist Stahl), welches permanent auf einem hohen Temperaturniveau (ca. 300 – 400 °C) gehalten wird [78-81].

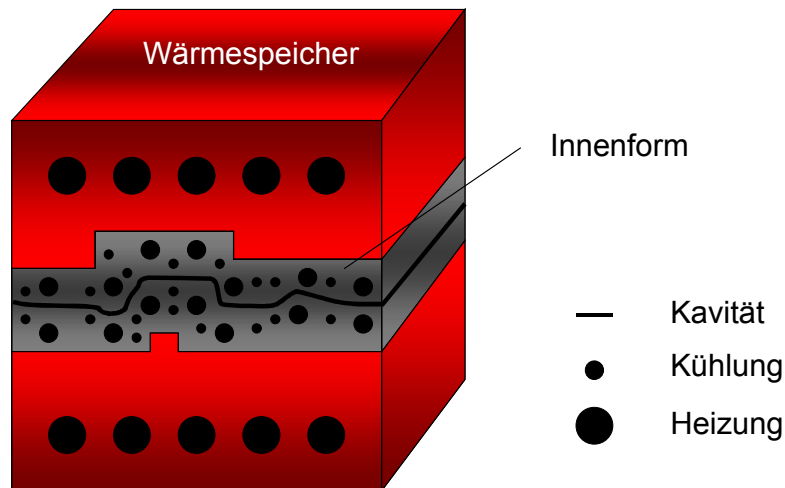


Bild 2.5: QUICKTEMP Konzept: Kombination von Imprägnieren und Umformen in einem Werkzeug [78]

Die Innenform, die dem Bauteil die Geometrie vorgibt, ist mit einer Kühlung versehen. Zum Imprägnieren wird ein Hybridgarngewebe in das Werkzeug drapiert und erwärmt. Bei vorgeschalteter Erwärmungsquelle können auch andere Halbzeugtypen verwendet werden. Der Vorteil von Hybridgarngeweben besteht in den niedrigeren Halbzeugkosten, da die Imprägnierungskosten wegfallen. Bei der Erwärmung gibt die Außenform Energie in die Innenform ab. Mittels Konduktion wird das Polymer anschließend aufgeschmolzen. Durch den eingestellten Druck wird die Verstärkungsstruktur imprägniert. In der zweiten Stufe dieses Prozesses wird die Kühlung in der Innenform aktiviert, so dass das Laminat unter Rekristallisationstemperatur abkühlt.

Das Verfahren erscheint zunächst als eine gute Alternative, um schnell und einfach Bauteile herzustellen. Doch sind beim Werkzeugbau einige wichtige Aspekte zu beachten. Die Innenform muss wegen des Auf- und Abkühlens möglichst dünn sein. Als Werkstoff soll ein Material mit hoher Wärmedurchgangszahl gewählt werden, z.B. Aluminium, Kupfer oder deren Legierungen. Auf jeden Fall muss der Werkstoff so ausgewählt werden, dass es durch den applizierten Druck zu keiner Beschädigung der Innenform, wie Faserabzeichnung und Dellen, kommt. Da diese Methode insbesondere für dreidimensionale Bauteile gedacht ist, muss unbedingt auf die Wärmeausdehnungskoeffizienten der Außen- und der Innenform geachtet werden.

Die Vorteile des QUICKTEMP Verfahrens sind im folgenden aufgelistet [78-81]:

- Imprägnierungskosten entfallen bei Verwendung von Halbzeugen aus Hybridgarngewebe.
- Wegen der festen Werkzeugkonturen sind auch kleine Radien und Ecken sehr gut formbar.
- Durch die festen Werkzeugkonturen sind sehr gute, reproduzierbare Formteilgenauigkeiten und Oberflächen zu realisieren.
- Stahlwerkzeuge besitzen eine hohe Standzeit und die Wartungsarbeiten sind gering.
- Beide Werkzeughälften sind gut temperierbar. Dadurch sind die Abkühlungsgeschwindigkeiten der Lamine sehr gut steuerbar, was die Gefahr von Eigenspannungen und Verzug im Bauteil minimiert.
- Die Investitionskosten für die Anlagentechnik und Platzbedarf sind vergleichsweise gering.

Die Nachteile dieses Verfahrens sind wie folgt:

- Die Zykluszeit liegt im Bereich von einigen Minuten, was relativ hoch ist.
- Die Verteilung der Aufheiz- bzw. Abkühlkanäle im Werkzeug stellt ein Problem dar. Es dürfen beim Imprägnieren keine Bereiche zu niedriger Temperatur entstehen, was zu Imprägnierungsproblemen führt. Wegen des thermisch-oxidativen Abbaues des Polymers dürfen keine Bereiche zu hoher Temperaturen entstehen.
- Die inhomogene Temperaturverteilung im Werkzeug bzw. im Laminat kann zu unerwünschten Eigenspannungen führen.
- Obwohl nicht mehr das gesamte Werkzeug erwärmt und abgekühlt werden muss, ist das QUICKTEMP Verfahren sehr energieintensiv.
- Wegen der Laminataufdickung infolge Gewebescherung bei dreidimensionalen Umformungen muss die Werkzeugkavität exakt ausgelegt und gefertigt werden, da sonst die Verstärkungsfasern nicht vollständig imprägniert werden.
- Es kann mit festen Werkzeugen kein Druck senkrecht zur Pressrichtung aufgebaut werden, so dass die Kavitäten im Werkzeug sehr genau gefertigt werden müssen. Andernfalls können nicht vollständig imprägnierte Bereiche entstehen.
- Eine Variation der Laminatdicke bedingt immer eine neue Matrize oder Patrize.
- Faltenbildungen müssen durch einen Niederhalter vermindert bzw. vermieden werden.
- Hinterschneidungen können nur mittels teuren Schikanenwerkzeugen erzeugt werden.
- Die Werkzeugkosten sind vergleichsweise hoch.

In Tabelle 2.5 sind die Vorteile, aber auch die Nachteile des QUICKTEMP Verfahrens aufgelistet.

Tabelle 2.5: Eigenschaften des QUICKTEMP Verfahrens

Verfahren	QUICKTEMP	Begründung	
Halbzeugauswahl	hoch	alle Halbzeuge	+
Halbzeugkosten	niedrig - hoch	je nach Halbzeug	±
Werkzeugkosten	hoch	Kühl- und Temperierungsbohrungen	-
Investitionsbedarf	gering	nur Umformpresse	+
Zykluszeit	mittel - hoch	Imprägnierungszeit	-
Laufende Kosten	hoch	hohe Energiekosten	-
Bauteilqualität	mittel	Evt. Eigenspannungen, hohe Oberflächengüte	o
Bauteilkomplexität	mittel	Hinterschnidungen nicht möglich	o
Laminatdickenanpassung	gering	starre Werkzeughälften	-
Bauteildickenvariabilität	hoch	zusätzliche Laminatlagen	+

2.6 Direktimprägnieren

Dieses Verfahren wurde in Zusammenarbeit der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH mit der Pera Group, UK in dem EU-Projekt [82] entwickelt. Dabei wurde das Prinzip des QUICKTEMP Konzeptes weiterentwickelt. Auch hier wird auf die kostengünstigeren Hybridgarngewebe zurückgegriffen, um die hohen Imprägnierungskosten zu umgehen. Bei Verwendung einer vorgeschalteten Erwärmungsquelle ist auch bei diesem Verfahren die Verarbeitung von vollständig imprägnierten Halbzeugen möglich. Das Hybridgarngewebe wird in einen Transportrahmen eingelegt und in einer Presse umgeformt. Dabei wird ein flächiger Niederhalter zur Vermeidung bzw. Verminderung der Faltenbildung verwendet. Anstatt eines Werkzeuges werden hier zwei Werkzeuge verwendet, mit denen das Aufheizen und Abkühlen realisiert wird. Das eine Werkzeug dient zur Aufheizung und wird permanent erwärmt. Das zweite Werkzeug dient der Abkühlung, siehe Bild 2.6 [83].

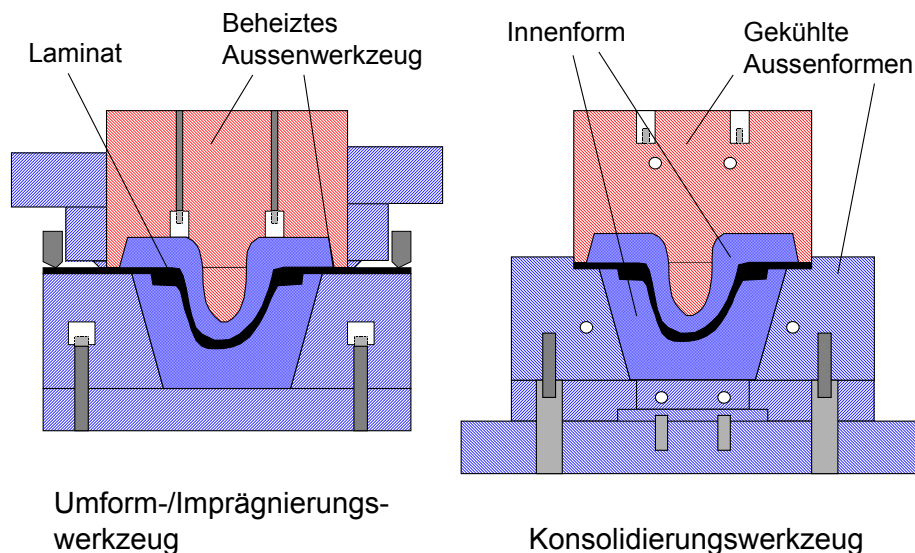


Bild 2.6: Konzept des Direktimprägnier-Verfahrens

Zum Transport des über Schmelztemperatur erwärmten Laminates dient eine Innenform, die mit Ihrer Kegelform exakt in die beheizten oder gekühlten Außenformen passt. Durch die Kegelform wird das Problem der unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Werkstoffe der Außen- bzw. Innenformen umgangen. Die Außenformen sind stabil und besonders die Aufheizformen energiespeichernd. Die Innenformen sollen schnellstmöglich Wärme aufnehmen bzw. abgeben können. Eine gewisse Druckstabilität und Härte gegen Faserabzeichnungen ist ebenfalls notwendig. Einen geeigneten Werkstoff stellt St 1.2311 dar, der auch den hohen Aufheiz- und Abkühlraten bei hohen Stückzahlen standhalten soll, aber sehr teuer ist. Als Besonderheit wird hier im zweiten Konsolidierungswerkzeug mit Tauchkanten gearbeitet, um zusätzlich eingelegte GMT Lamine in die Kavitäten fließen zu lassen. Die dabei notwendigen Drücke liegen wie bei der GMT-Verarbeitung bei 200 bar, was eine Nutzung von hoch faserverstärkten Laminaten einschränkt, da die Fasern bei diesen Drücken an den Kreuzungspunkten brechen. Das Direktimprägnier-Verfahren hat gegenüber dem QUICKTEMP Verfahren den Vorteil, dass während der Abkühlung nicht auch der Energiespeicher der Außenform gekühlt wird und damit der Energieverbrauch gesenkt wird. Dennoch ist die Innenform jedes mal mit zu erwärmen und abzukühlen. Die Zykluszeiten einer Pilotanlage bei 4 mm dicken Laminaten beträgt 23 min, wobei dies noch durch die Verwendung von 2 Innenformen auf die Aufheizzeit von ca. 15 min reduziert werden kann. Die Aufheizzeit ist relativ lang, da die Hybridgarne samt Luft einschlüssen ohne großen Druck (2-5 bar) erwärmt werden. Der geringe Druck in der Imprägnierphase ist mit der fehlenden Tauchkante zu erklären, welcher sonst ein Abscheren des überschüssigen Hybridgarngewebes

und damit ein Abstumpfen der Tauchkanten zur Folge hätte. Eine weitere Senkung der Aufheizzeit und damit der Zykluszeit unter 5 min ist möglich.

Das Direktimprägnier-Verfahren weist folgende Vorteile auf [82, 83]:

- Bei den verwendeten Hybridgarngeweben als Halbzeuge entfallen die Imprägnierungskosten.
- Wegen der Tauchkantenvariante im Konsolidierungswerkzeug sind kleine Radien, Ecken sowie Rippen sehr gut formbar.
- Durch die festen Werkzeugkonturen sind sehr gute, reproduzierbare Formteilgenauigkeiten und Oberflächen zu realisieren.
- Besonders Stahlwerkzeuge besitzen eine hohe Standzeit und die Wartungsarbeiten sind gering.
- Beide Werkzeughälften sind gut temperierbar sowie die Abkühlungsgeschwindigkeiten der Lamine gut steuerbar, wodurch die Gefahr von Eigenspannungen und Verzug im Bauteil minimiert wird.
- Wegen der Tauchkanten im Konsolidierungswerkzeug muss die Werkzeugkavität nicht so exakt gearbeitet sein, um die Laminataufdickung infolge Gewebescherung aufzunehmen. Eine variable Bauteildickeneinstellung ist ohne weiteres möglich.

Folgende Nachteile stehen diesen Vorteilen gegenüber:

- Die Zykluszeit liegt gegenwärtig bei 23 min.
- Obwohl nur die Innenformen erwärmt und abgekühlt werden müssen, ist das Verfahren sehr energieintensiv.
- Faltenbildungen müssen durch einen Niederhalter vermindert bzw. vermieden werden.
- Hinterschneidungen können nur mittels teuren Schikanenwerkzeugen erzeugt werden.
- Wegen der Nutzung von zwei Werkzeugen, wobei das Konsolidierungswerkzeug als Tauchkantenwerkzeug ausgelegt ist, sind die Werkzeugkosten sehr hoch. Zwar sind bei der Herstellung von anderen Bauteilen oder von Größenabstufungen nur die Innenformen auszutauschen bzw. herzustellen; da aber die Werkzeugmaterialkosten sehr hoch sind, liegen die Herstellungskosten noch über denen herkömmlicher Umformwerkzeuge.

In Tabelle 2.6 sind die Eigenschaften des Direktimprägnier-Verfahrens aufgelistet.

Tabelle 2.6: Eigenschaften des Direktimprägnier-Verfahrens

Verfahren	Direktimprägnier Verfahren	Begründung	
Halbzeugauswahl	hoch	alle Halbzeuge	+
Halbzeugkosten	niedrig - hoch	je nach Halbzeug	±
Werkzeugkosten	hoch	zwei Werkzeugpaare, teure Innenformwerkstoffe	-
Investitionsbedarf	hoch	zwei Umformpressen	-
Zykluszeit	hoch	Imprägnierungszeit	-
Laufende Kosten	hoch	hohe Energiekosten	-
Bauteilqualität	hoch	Fließpressen	+
Bauteilkomplexität	mittel	Hinterschnidungen nicht möglich, Rippen formbar	o
Laminatdickenanpassung	hoch	Fließpressen	+
Bauteildickenvariabilität	hoch	zusätzliche Laminatlagen oder zusätzliches GMT	+

2.7 Direktformen

Mit dem Direktformen ist versucht worden die Materialkosten zu senken. Als Ausgangsmaterial wurden meist vollständig imprägnierte Hybridgarngewebe verwendet, welche als Decklagen einen kostengünstigen Kern aus GMT oder LFT umschließen. Das Kernmaterial mit einem geringeren Faservolumengehalt von maximal 25 % hat neben dem Kostensenkungsaspekt die Aufgabe, die Fließeigenschaften des Materials zu steigern. Für den Prozess ist neben einem zweiten Strahlerfeld auch ein Extruder nötig. Die Decklagen werden getrennt in Infrarotstrahlerfeldern erhitzt, siehe Bild 2.7 [84-87].

Die untere Decklage fährt nach Erreichen einer bestimmten Temperatur zwischen die Werkzeughälften. Der Extruder gibt in einer vorher definierten Form Extrudat auf die untere Decklage. Danach wird die obere Decklage in die Presse gefahren und das Sandwich umgeformt. Das Kernmaterial kann in dafür vorgesehenen Rippen oder Aufdickungen fließen. Besonders die Problematik der Laminataufdickung infolge der Gewebescherung und der damit verbundenen exakten Werkzeugauslegung wird somit umgangen. Zudem können komplexe Formteile und Versteifungsrippen einfach hergestellt werden. Die Prozessanlage ist mit 2 Strahlerfeldern und mit zwei notwendigen Transportschlitten mit Niederhaltern aufwendiger. Das Werkzeug muss, um ein Ausfließen des Kernmaterials zu verhindern, als Tauchkantenwerkzeug ausgelegt sein. Die erreichbaren mechanischen Eigenschaften dieser

Materialkombination liegt über den üblichen PP-GMT oder -LFT, aber unter denen von Organoblechen mit hohen Faservolumengehalten.

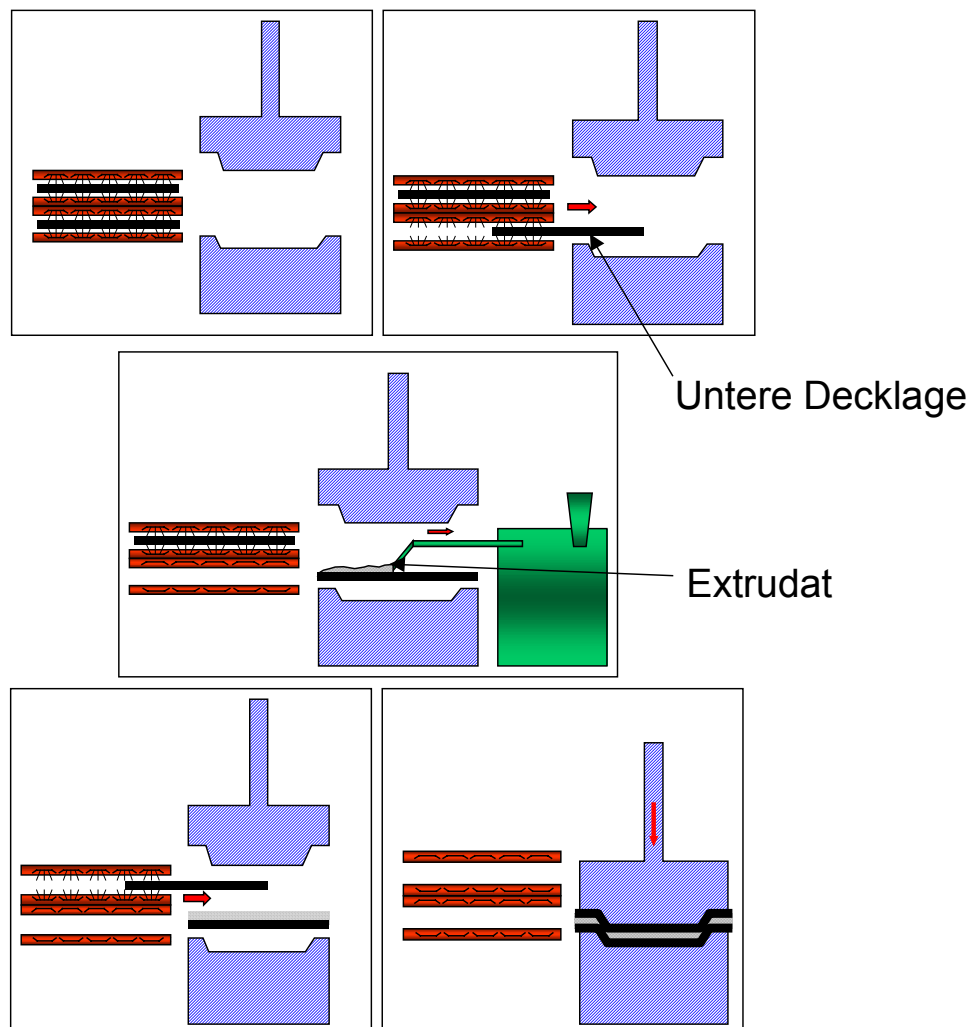


Bild 2.7: Konzept des Direktformens [86]

Die Sandwichumformung wird auch in Form von Organoblechen angeboten, wo zwischen den Decklagen GMT- oder LFT-Kernmaterial eingebettet ist. Dieses Material, bekannt unter dem Namen Tepex[®] Flowcore, wird als Blechware verkauft [77]. Flowcore-Bleche werden wie Organobleche verarbeitet.

Folgende Vorteile weist das Direktformen auf [84-87]:

- Die verwendeten Halbzeuge sind vergleichsweise günstig.
- Sehr kurze Zykluszeiten sind erreichbar.
- Durch das fließfähige Kernmaterial wird im Tauchkantenwerkzeug ein nahezu homogener Druck aufgebaut.
- Wegen des Einsatzes von Materialien mit niedrigen Faservolumengehalten sowie eines fließfähigen Kernmaterials werden in Metallwerkzeugen sehr hohe Oberflächenqualitäten erzielt.
- Die Herstellung von komplexen Bauteilen und Versteifungsrippen ist unproblematisch.
- Kleine Radien und Winkel sind einfach herstellbar.
- Die Variation der Laminatdicke ist generell mit einem Werkzeug realisierbar.
- Die Automatisierbarkeit dieses Verfahrens ist hoch.

Folgende Nachteile stehen diesen Vorteilen gegenüber:

- Die Halbzeuge müssen vollständig imprägniert sein.
- Faltenbildungen müssen durch Niederhalter vermindert bzw. vermieden werden.
- Die Anlagenkosten sind wegen der zwei benötigten Infrarotstrahler und Niederhaltersysteme sowie eines Extruders vergleichsweise hoch.
- Die notwendigen Tauchkantenwerkzeuge sind teuer.
- Hinterschneidungen sind nur mit Schikanenwerkzeugen möglich.

In Tabelle 2.7 sind die Eigenschaften des Direktformens zusammengefasst.

Tabelle 2.7: Eigenschaften des Direktumformens

Verfahren	Direktumformen	Begründung	
Halbzeugauswahl	niedrig	vollständig imprägniert	-
Halbzeugkosten	mittel	Imprägnierungskosten, Kernmaterial kostengünstig	o
Werkzeugkosten	hoch	Tauchkantenwerkzeug	-
Investitionsbedarf	hoch	Umformpresse, zwei Strahlerfelder, Extruder	-
Zykluszeit	kurz	nur Umform- und Abkühlungsphase	+
Laufende Kosten	gering	keine Zusatzmittel erforderlich	+
Bauteilqualität	gut	homogene Druckverteilung, gute Oberflächenqualität	+
Bauteilkomplexität	hoch	Hinterschneidungen schwer möglich, Rippen formbar	+
Laminatdickenanpassung	hoch	fließfähiges Kernmaterial	+
Bauteildickenvariabilität	hoch	Zusätzliche Laminatlagen, zusätzliches GMT	+

2.8 Druckunterstütztes Thermoformen

Das druckunterstützte Thermoformen soll die kurzen Zykluszeiten der Stempelumformtechnik und die Bauteilkomplexität und -qualität des Diaphragmaformens kombinieren. Die Anlagentechnik ist in Bild 2.8 dargestellt [88].

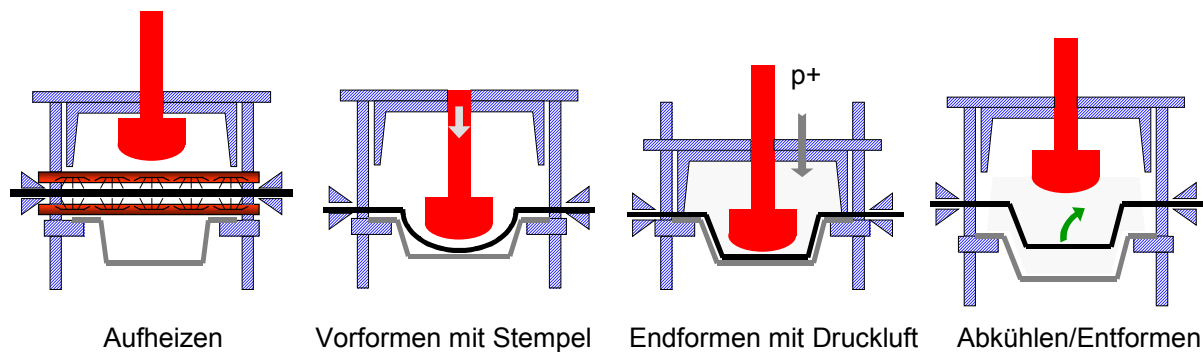


Bild 2.8: Konzept des druckunterstützten Thermoformens [88]

Für das Erwärmen der vollständig imprägnierten Halbzeuge wird ein Infrarotstrahlerfeld zwischen die Werkzeughälften und das Halbzeug gefahren. Nach Erreichen der Solltemperatur des Laminates werden die Strahler herausgefahren, und ein Vorformstempel formt das Laminat vor. Daraufgehend wird die Druckglocke mit dem Werkzeugschisch verriegelt und mit Hilfe von Überdruck bis 15 bar die restliche Ausformung realisiert. Nach Unterschreiten der Rekristallisationstemperatur kann das Bauteil entformt werden. Da beim Schließen der Druckglocke das Fasermaterial nicht nachgeführt werden kann oder Undichtigkeiten am Übergang Laminat-Druckglocke auftreten, müssen druckdichte Membrane (Diaphragmen) verwendet werden, siehe Bild 2.9. Der Überdruck von 15 bar reicht jedoch nicht aus, um die gesamten Vorteile des Diaphragma-Verfahrens umzusetzen. Kleine Radien und komplexere Bauteile mit Versteifungssicken sind schwer darstellbar.

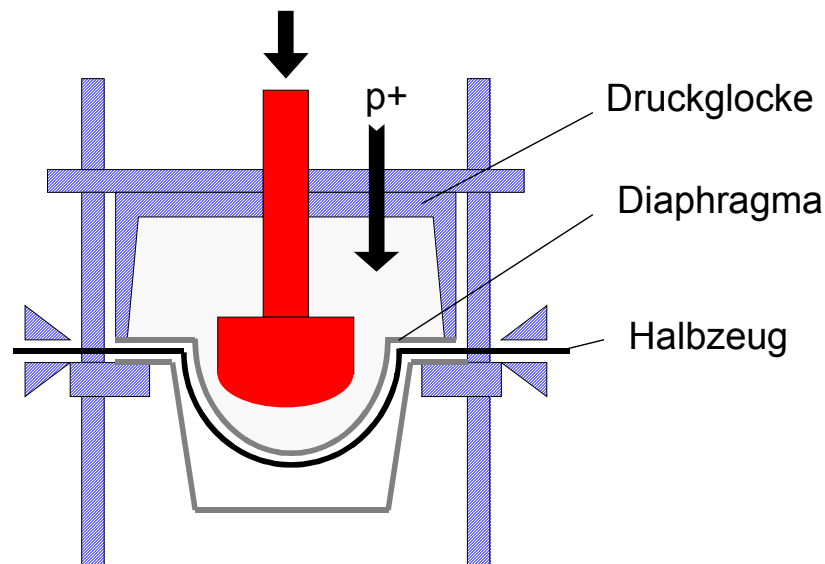


Bild 2.9: Druckunterstütztes Thermoformen mit Diaphragma

Die Vorteile des druckunterstützten Thermoformens sind [88]:

- Kurze Zykluszeiten sind erreichbar.
- Es ist nur eine Werkzeughälfte notwendig.
- Durch den applizierten Druck wird eine homogene Druckverteilung auch senkrecht zur Pressrichtung aufgebaut.
- Wegen des einseitigen Metallwerkzeuges sind hohe Oberflächenqualitäten erzielbar.
- Die Laminatdicke ist frei wählbar.

Folgende Nachteile sind zu nennen:

- Die Halbzeuge müssen vollständig imprägniert sein.
- Faltenbildungen müssen trotz Verwendung eines Diaphragmas durch Niederhalter vermindert bzw. vermieden werden.
- Die Anlagenkosten sind wegen der zusätzlichen Druckglocke und der dazugehörigen Versorgungsanlage mit Druckluftspeicher vergleichsweise hoch.
- Die Diaphragmen reißen bei hohen Temperaturen, dicken Laminaten, großen Umformraten und spitzen Winkeln sehr schnell. Neben der erhöhten Wartungsarbeit steht auch der hohe Preis der Diaphragmen bei den laufenden Kosten einer kostengünstigen Fertigung entgegen.
- Die Herstellung von komplexen Bauteilen mit Versteifungsrippen ist wegen des geringen Überdruckes nicht zu realisieren.
- Während der Abkühlung des Laminates erfolgt die Wärmeabfuhr nur einseitig und kann zu Eigenspannungen und Bauteilverzug führen.

Tabelle 2.8: Eigenschaften des druckunterstützten Thermoformens

Verfahren	Druckunterstütztes Thermoformen	Begründung	
Halbzeugauswahl	niedrig	vollständig imprägniert	-
Halbzeugkosten	hoch	Imprägnierungskosten	-
Werkzeugkosten	niedrig	nur eine Werkzeughälfte	+
Investitionsbedarf	hoch	Umformpresse, Druckglocke, Druckluftspeicher, Druckaufbereitungsanlage	-
Zykluszeit	kurz	nur Umform- und Abkühlungsphase	+
Laufende Kosten	hoch	kostenintensive Diaphragmen	-
Bauteilqualität	gut	homogene Druckverteilung, gute Oberflächenqualität	+
Bauteilkomplexität	niedrig	kleine Radien problematisch	-
Laminatdickenanpassung	hoch	freie Werkzeugkavität	+
Bauteildickenvariabilität	hoch	zusätzliche Laminatlagen	+

Ein abschließender Vergleich ist in Anhang A2 beigefügt.

3 Dickenadaptives Umformen

Neben den Hauptnachteilen der hohen Materialkosten und der für Sichtteile unzureichenden Oberflächenqualität stellt die homogene Dickenverteilung von Organoblechen eine Einschränkung dar. Bauteile besitzen meist aufgrund unterschiedlicher Belastungen unterschiedliche Waddicken. Insbesondere im Hinblick auf Gewichts- und Materialoptimierung ist eine entsprechende Waddickenverteilung unerlässlich. Für einige Fertigungsprozesse, wie Fließpressen von glasmattenverstärkten Thermoplasten (GMT) und langfaserverstärkten Thermoplasten (LFT) oder auch das Resin Transfer Moulding (RTM) ist dies Stand der Technik [18-20, 89, 90].

In der Literatur findet man einige Arbeiten, die sich mit dieser Problematik befassen haben.

BOURBAN et al. [84] kombinierten Spritzgießen und Umformen bzw. Fließpressen und untersuchten die Anbindung von unidirektionalen Prepregs (UD) und glasmattenverstärkten Thermoplasten (GMT) mit unverstärktem Polypropylen. Die Anbindungen erwiesen sich ab Verbindungstemperaturen von 200 °C als sehr gut. Die mechanische Verhakung der Faserbrücken des GMT verbesserte das Ergebnis.

MARLSEN et al. [91] fügten kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste. Man stapelte mehrere Lagen Hybridgarngewebe (glasfaserverstärktes Polyethylenterephthalat, GF/PET) übereinander und verpresste diese in einem ersten Werkzeug, welches über Schmelztemperatur des Thermoplasten erhitzt war. Nach der Imprägnierung wurde das Werkzeug in ein zweites, kaltes Außenwerkzeug transportiert und konnte dort abkühlen. Diese Methode erwies sich als erfolgreich, nachteilig wirkte sich die Zahl der Werkzeuge aus, siehe auch Kapitel 2.6, Direktimprägnieren.

Zur Verbesserung der lokalen Steifigkeit und Festigkeit bei kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten werden im folgenden einige geeignete Methoden vorgestellt.

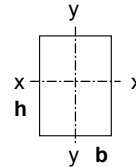
3.1 Sandwich-Umformen

Bei Biegung ist eine Steifigkeitserhöhung bei gleichem Materialeinsatz durch eine Erhöhung der Bauteildicke zu realisieren. Das Flächenträgheitsmoment für einen rechteckigen Querschnitt ergibt sich aus

$$I_x = \frac{b \cdot h^3}{12} \quad (\text{Gl. 3.1})$$

mit

I_x Trägheitsmoment bzgl. der x-Achse
 b Breite
 h Höhe.



Die Höhe beeinflusst das Trägheitsmoment in der dritten Potenz. Diese einfache Möglichkeit der Steigerung der Steifigkeit wird bei Sandwichbauteilen im besonderen genutzt. Die sehr leichten Kerne haben die Aufgabe einen Abstand der Decklagen zueinander zu verwirklichen und auftretende Spannungen von einer Decklage in die andere weiterzuleiten. Als Kerne kommen meist Schaumstoffe unterschiedlicher Dichte, Abstandsgestricke oder Waben zum Einsatz. Auch Mischtypen, bei denen die Waben ausgeschäumt werden, sind auf dem Markt erhältlich. Die Materialien reichen von Metallen (Stahl und Aluminium) bis zu Thermoplasten (PP, PEI, PMI) [92-108]. In Tabelle 3.1 ist eine Auswahl von Kernmaterialien aufgelistet, die für die Umformung mit kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten geeignet und kommerziell erhältlich sind.

Tabelle 3.1: Auswahl von kommerziell erhältlichen Kernmaterialien

Sandwichkerne	Name	Firma	Werkstoff	Dichte	Wärmebeständigkeit
				[kg/m ³]	[°C]
Schaum (geschlossen- zellig)	Airex R63.50	Airex AG		60	55
	Airex R63.80	Airex AG		90	60
	Airex R82.60 - R82.80	Airex AG	PEI	60 - 80	190
	Herex C70.40 - C70.200	Airex AG		40 - 200	65 - 80
	Kapex C50.60	Airex AG		60	140
	Rohacell 51WF - 200WF	Röhm GmbH	PMI	52 - 205	200
	Rohacell IG31 - IG110	Röhm GmbH	PMI	32 - 110	180
	Rohacell IGP170 - IGP190	Röhm GmbH	PMI	170 - 190	130
	Neopolen P 8210 - 9280	BASF AG	PP	23 - 80	110
Schaum (offenzellig)	Ultratect	ACS GmbH	PES		225
Waben	PEI 3,5/70 – 8/70	Tubus Bauer	PEI	70	170
	PP 8/80 – 14/80	Tubus Bauer	PP	80	110
	PC 3,5/90 – 8/70	Tubus Bauer	PC	70 - 90	110
Abstandsgestricke	TechnoTex	Vorwerk & Co	EP	125-480	

3.1.1 Sandwich-Umformen in mehreren Schritten

Beim Sandwich-Umformen in mehreren Schritten werden zunächst die Decklagen separat umgeformt, in einem nachfolgenden Schritt dann die Decklagen und der Kern miteinander verbunden, siehe Bild 3.1 [109, 110].

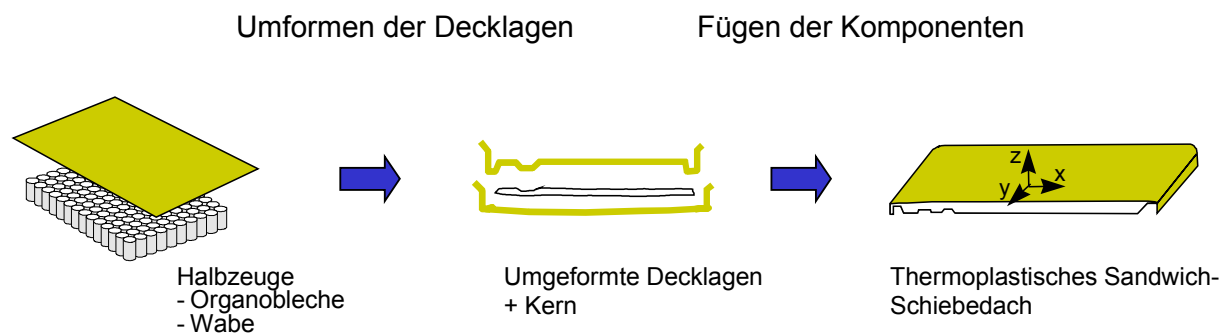


Bild 3.1: Konzept der Sandwich-Umformung in mehreren Schritten [109]

Der Hauptnachteil dieses Verfahrens besteht in den hohen Werkzeugkosten und den vergleichsweise vielen Umformschritten. Vorteil ist die exakte Temperaturführung der einzelnen Komponenten beim Umformen und Fügen. Ein Beispiel ist in Bild 3.2 dargestellt.

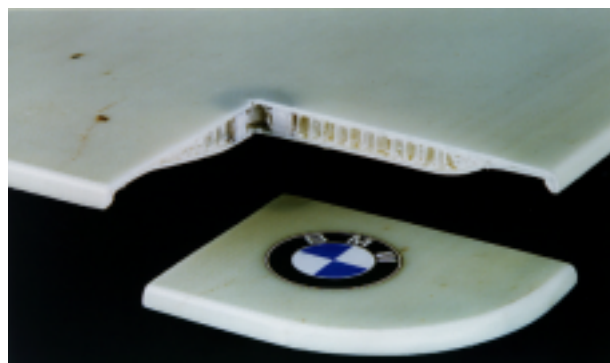


Bild 3.2: Schiebedach: Decklagen: GF/PA12 (Vestopreg G101, Fa. Verseidag), Kern: PA12-Wabe (Sonderanfertigung) [110]

3.1.2 Sandwich-Umformen in einem Schritt

Der Unterschied zur Sandwich-Umformung in mehreren Schritten liegt beim Ein-Schritt-Verfahren in der Herstellung des Bauteiles in einem Umformprozess. Dabei werden die Kerne zunächst auf der unteren Decklage positioniert, fixiert und zusammen mit der oberen Decklage in einem Paket in einem Infrarotstrahlerfeld erwärmt. Nach Erreichen der Schmelztemperatur des Matrixpolymers der Decklagen und der Umformtemperatur des thermoplastischen Kerns wird das Paket in die Presse transportiert und umgeformt [111-115], siehe Bild 3.3.

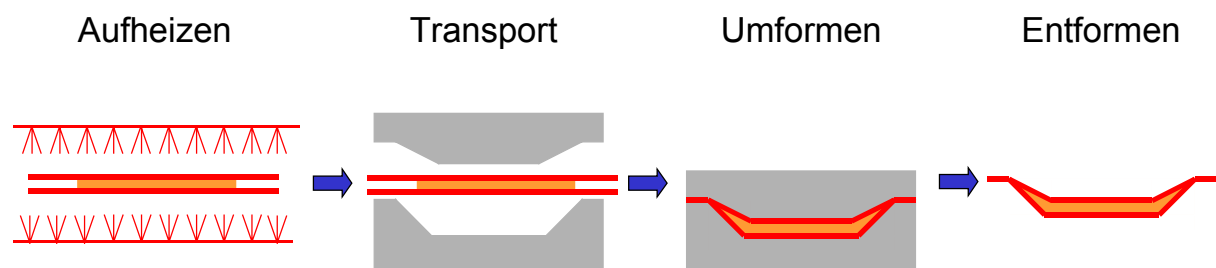


Bild 3.3: Konzept des Sandwichumformens in einem Schritt

Eine Sandwichsitzschale aus kohlenstofffaserverstärktem Polyamid 12 (CF/PA12) als Decklagen und einem Polyetherimidschaum (PEI) als Kern wurde an der IVW GmbH in diesem Verfahren hergestellt, siehe Bild 3.4.

Das Problem beim Sandwich-Umformen in einem Schritt besteht in der Temperaturführung des Sandwichpaketes. Die Decklagen müssen vollständig aufgeschmolzen sein, um auch dreidimensionale Umformungen realisieren zu können. Der Kern dagegen darf nicht aufgeschmolzen sein, da er sonst keine Druckkräfte übertragen kann. Die Folge wäre ein Kollabieren des Kerns, wobei die Decklagen wegen des fehlenden Druckes delaminieren würden und die Anbindung Decklage/Kern unzureichend wäre. Der Kern sollte möglichst auf Umformtemperatur erwärmt werden, so dass bei hohen Verformungen keine Risse entstehen. Die Verwendung von niedrigschmelzenden Polypropylenschäumen oder -waben ist deshalb schwierig. Nur bei sehr dünnen Decklagen ($< 1\text{ mm}$), die sehr schnell aufschmelzen, ist dies möglich.



Bild 3.4: Sandwichsitzschale aus CF/PA12-PEI

Für eine gute Anbindung zwischen Decklagen und Kernen werden aufgeschmolzene Decklagenunterseiten benötigt. Bei Schaumkernen führt dies zur Tränkung der offenen Poren des Schaums, siehe Bild 3.5 a. Ist die Decklagentemperatur zu niedrig, also die Viskosität zu hoch, werden die Poren gar nicht oder nur unzureichend getränkt.

Bei Waben sollten die Wabenwände senkrecht zur Decklage stehen und sich möglichst die Matrizes der Decklagen und Waben miteinander verbinden, siehe Bild 3.5 b. Artgleiche Matrizes für die Decklagen und den Wabenkern sind auch aus Recyclinggründen anzustreben. Werden die Waben zusammengedrückt, knicken die Wabenwände an der Übergangsstelle zu den Decklagen und eine gute Matrixanhaftung entsteht, siehe Bild 3.5 c. Als Nachteil ist die Deformation der Wabenwände zu werten.



Bild 3.5: Anbindung zwischen Decklage/Kern:
 a) Decklage: GF/PP, Kern: PEI-Schaum,
 b) Decklage: GF/PP, Kern PP-Wabe, c) Decklage: GF/PP, Kern PP-Wabe

Für eine Decklagenzusammenführung ist eine exakte Positionierung des Kerns vor dem Aufheizen und Umformen notwendig. Es sollte ein fließender Übergang durch eine Schräge angestrebt werden, siehe Bild 3.6 a. Die porenfreie Fügezone der Decklagen im monolithischen Bereich ist in Bild 3.6 b dargestellt.

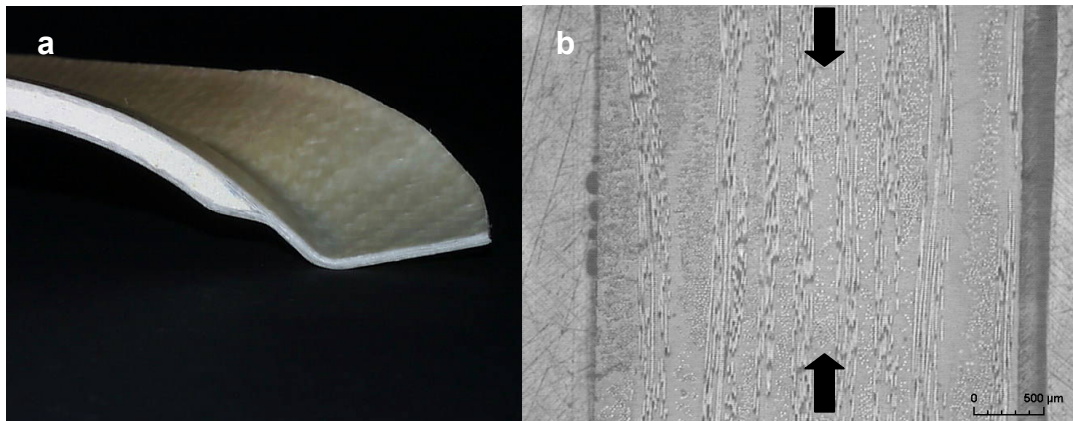


Bild 3.6: a) Sandwichübergang in den monolithischen Bereich, b) Fügezone der monolithischen Struktur

3.2 Tailored Blank Technologie

Der Begriff „Tailored Blank“ stammt aus der Metallverarbeitung und bedeutet das Fügen von unterschiedlichen Metallblechen und/oder unterschiedlichen Blechdicken. Die durch Laserschweißen optimierten Metallhalbzeuge werden in dafür vorgesehenen Werkzeugen tiefgezogen. Der Vorteil liegt bei den Einsparungen von Material und natürlich deren Kosten [116-121]. Hochfeste Stähle kommen nur dort zum Einsatz, wo es notwendig ist. Die Dicke des Bauteiles kann variieren, und das Gewicht wird dadurch optimiert. Besonders bekannt geworden ist dieses Verfahren mit der Entwicklung des „Ultra Light Steel Auto Body“ (ULSAB). Dieses Gemeinschaftsprojekt der 35 weltführenden Stahlhersteller verringerte das Karosseriegewicht von 270 kg auf 200 kg, wobei allerdings auf die notwendigen Einbaumaßnahmen (Packaging) keine Rücksicht genommen wurde [122-124].

Bei kontinuierlich faserverstärkten thermoplastischen Halbzeugen sollten die Fasern in voller Länge genutzt und die Organobleche unterschiedlicher Dicke nicht stumpfgeschweißt werden. Aus diesem Grund kann das gleiche Prinzip aus der Metallverarbeitung hier nicht angewendet

werden. Deshalb wird bei kontinuierlicher Faserverstärkung ein Grundblech lokal an bestimmten Stellen mit Verstärkungsblechen versteift, siehe Bild 3.7.

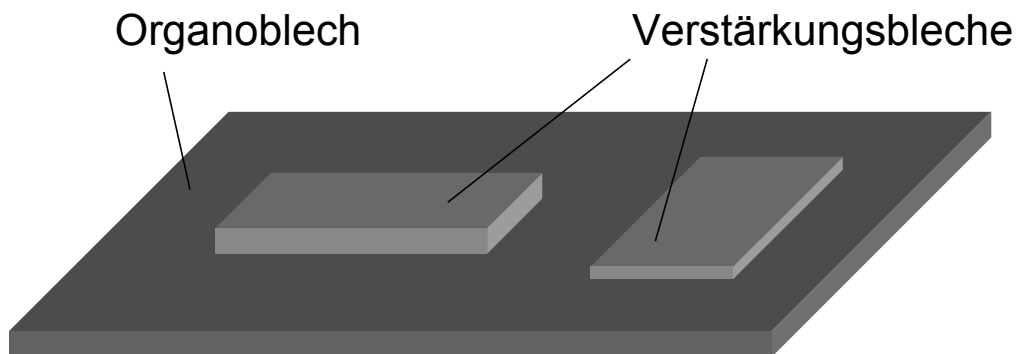


Bild 3.7: Tailored Blank bei kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten

Die Faserverstärkung des Grundbleches (Organoblech) bleibt dabei erhalten. Die Verstärkungsbleche müssen während des Umformens mit dem Organoblech gefügt werden. Daraus ergibt sich die Definition der Tailored Blank Technologie als Umformen und Fügen von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten in einem Prozessschritt. Neben der Reduzierung der Prozessschritte und der Verringerung der Investitionskosten kann durch diese lokale Aufdickung des Laminates Material gespart werden. Dies senkt zum einen das Gewicht, zum anderen reduziert es auch die Materialkosten.

Es wurden zwei Verfahren entwickelt, die im weiteren erläutert werden.

3.3.1 Direktaufheizverfahren

Unter dem Verfahren der Direktaufheizung versteht man die gemeinsame Erwärmung des Organobleches und der Verstärkungsbleche in einem Strahlerfeld. Nach der Erwärmung der Lamine über Schmelztemperatur des Polymers wird der Stapel zwischen die Werkzeuge transportiert und dort umgeformt, siehe Bild 3.8.

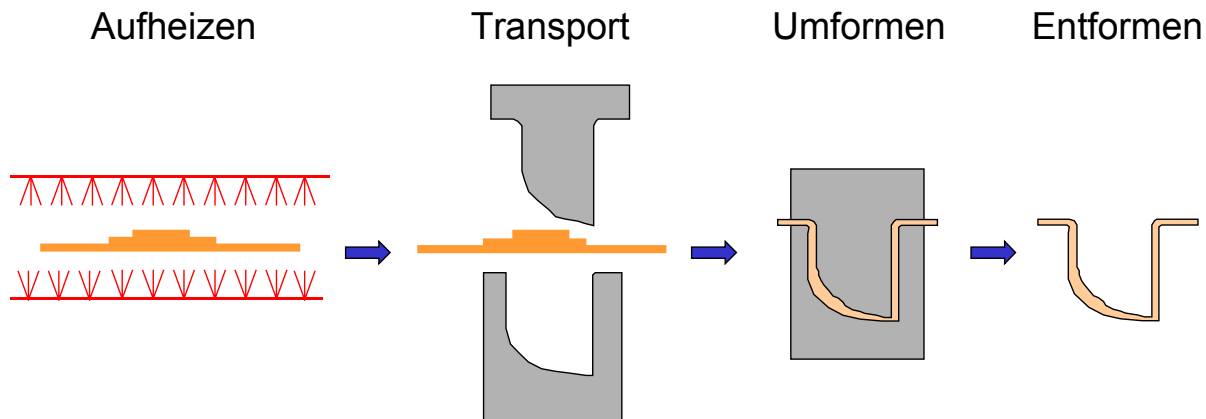


Bild 3.8: Konzept des Direktaufheizverfahrens

Ein Beispiel für die Anwendung dieses Verfahren ist die Sicherheitsschuhkappe aus glasfaserverstärktem, thermoplastischem Polyurethan (GF/TPU X4890), siehe Bild 3.9.

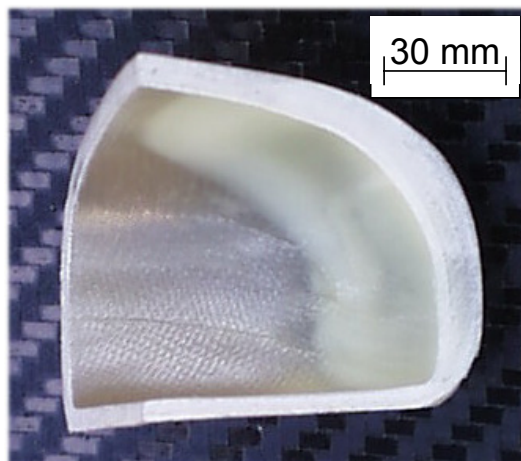


Bild 3.9: Querschnitt einer Sicherheitsschuhkappe aus GF/TPU X4890, hergestellt mit dem Direktaufheizverfahren

Die Vorteile dieses Verfahrens liegen in der Herstellung von dreidimensionalen Bauteilen, bei dem auch die Verstärkungsbleche geometrisch integriert sind. Die Sicherheitsschuhkappe wurde aus 2 Organoblechen mit einer Gesamtdicke von 2,8 mm und 3 unterschiedlich großen Verstärkungsblechen mit einer zusätzlichen Gesamtdicke von 3,7 mm hergestellt. Die maximale Kappendicke nach der Umformung beträgt 6,5 mm. Durch den pyramidenartigen Laminataufbau ergeben sich keine Dickensprünge, sondern die Laminataufdickung erfolgt gleichmäßig.

Beim Direktaufheizen sollten die Verstärkungsbleche auf dem Grundblech (Organoblech) fixiert sein, um während des Transportes in die Aufheizstation in Position zu bleiben. Dies

kann durch lokales Verschweißen (Punktschweißen) mittels Ultraschallpistole oder durch Verwendung von Heißklebepistolen mit artgleicher Zusatzmatrix geschehen. Beim Fixieren mit ungleichen Matrices ergeben sich Unstetigkeiten (Fügelinien) im Material, wie in Bild 3.10 a zu sehen ist, wodurch sich die mechanischen Eigenschaften verschlechtern können.

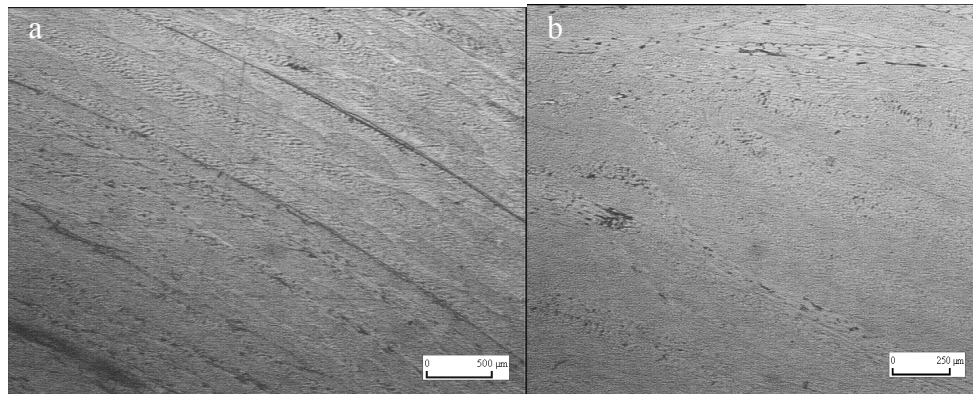


Bild 3.10: Fixierung der Verstärkungsbleche auf das Organoblech a) mit artfremden Matrixmaterial, b) mit artgleichem Matrixmaterial

Bei dem dynamischen Impacttest nach DIN EN 12568 [125] reduzierte sich die Resthöhe einer Sicherheitskappe mit artfremden Matrixmaterial als Fixierpolymer um 38,2 % gegenüber artgleichen Polymeren. Im Gegensatz dazu verbindet sich das zusätzliche, artgleiche Fixierpolymer nahtlos (Bild 3.10 b), und es sind keine Verbindungslinien erkennbar.

Auf eine exakte Positionierung der Verstärkungsbleche auf dem Organoblech muss geachtet werden, da die Verstärkungsbleche in den dafür vorgesehenen Taschen im Werkzeug umgeformt werden. Werden die Taschen beim Schließen des Werkzeuges verfehlt, besteht die Gefahr von nicht ausgeformten oder nicht vollständig konsolidierten Bauteilen. Bei Verwendung von elastischen Stempelmateriale wird dieses Problem vermieden bzw. verringert, da die zusätzliche Dicke des Verstärkungsbleches vom Stempel aufgenommen wird.

Durch das zusätzliche Gewicht der Verstärkungsbleche kommt es nach Erreichen der Schmelztemperatur des Polymers zu einem stärkeren Durchhang des Laminates. Dies muss bei der Anlagen- und Werkzeugauslegung berücksichtigt werden, da sonst das Laminat während des Transportes vom Strahlerfeld in die Presse am Werkzeug hängen bleiben kann.

Dadurch können die Verstärkungsbleche ihre Position verändern, das Gewebe kann sich verziehen oder sogar das Laminat aus den Halterungen des Befestigungssystems rutschen.

Die Zykluszeit, insbesondere die Aufheizzeit, verlängert sich mit steigender Laminatdicke. Die Aufdickung und Verstärkung kann zu einer Verdopplung der Dicke des Organobleches führen. Dadurch verlängert sich in dem Fall der Sicherheitsschuhkappe die Aufheizzeit von 120 s auf 250 s. Die Organobleche schmelzen am Randbereich früher auf als an den Verstärkungsblechen. Durch die sehr viel längere Haltezeit über Schmelztemperatur und an der sauerstoffreichen Umgebungsluft ist eine thermisch-oxidative Zersetzung des Matrixmaterials der Organobleche wahrscheinlicher, siehe Bild 3.11.



Bild 3.11: Thermisch-oxidative Zersetzung des Matrixmaterials an Sicherheitsschuhkappen aus GF/TPU T5388

Das Polymer der linken Kappe weist eine hohe thermisch-oxidative Zersetzung auf. Zur Verminderung dieser Schädigung des Verbundes muss die Aufheizzeit gesenkt werden. Eine Möglichkeit bietet das vorherige Erwärmen der Lamine in einem Ofen. Die Umlufttemperatur sollte unter der Schmelztemperatur liegen und die Dauer der Erwärmung so gering wie möglich gewählt werden. Im Fall der rechten Kappe in Bild 3.11 wurde die Ofentemperatur auf 165 °C gesetzt und die Verweilzeit der Verstärkungslamine auf 5 min begrenzt. Das Ergebnis war eine verkürzte Aufheizzeit von 200 s und eine Verringerung der thermisch-oxidativen Belastung der Polymermatrix, insbesondere die des Organobleches. Die optimale Lösung wäre eine getrennte Erwärmung der Organobleche und der Verstärkungsbleche, um die Aufheizzeiten zu minimieren. Die vergleichsweise lange Zykluszeit kann durch Verwendung einer kontinuierlichen Erwärmungsquelle optimiert werden. Die Aufheizzeit würde dann der Umform- und Abkühlungszeit entsprechen und keinen Einfluss mehr auf die Zykluszeit haben.

3.3.2 Separates Aufheizen

Das separate Aufheizen des Organobleches und der Verstärkungsbleche ist nur mit 2 oder mehreren Infrarotstrahlerfeldern möglich. Das Organoblech wird dabei, wie beim Thermoformen ohne Fügen, in einem Infrarotstrahlerfeld über Schmelztemperatur des Matrixpolymers erwärmt. Gleichzeitig werden die Verstärkungsbleche, die in den dafür vorgesehenen Kavitäten in der Matrize liegen, von der Oberseite her mittels Infrarotstrahler erwärmt, siehe Bild 3.12.

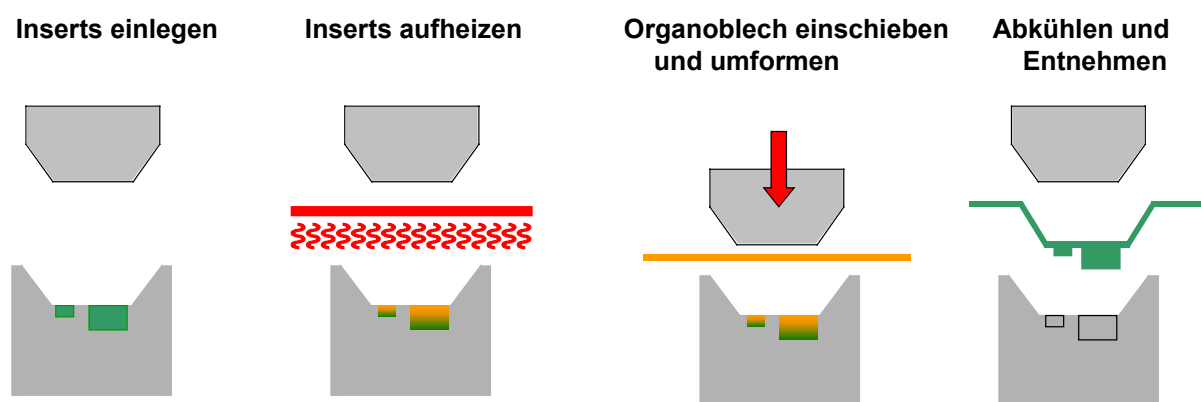


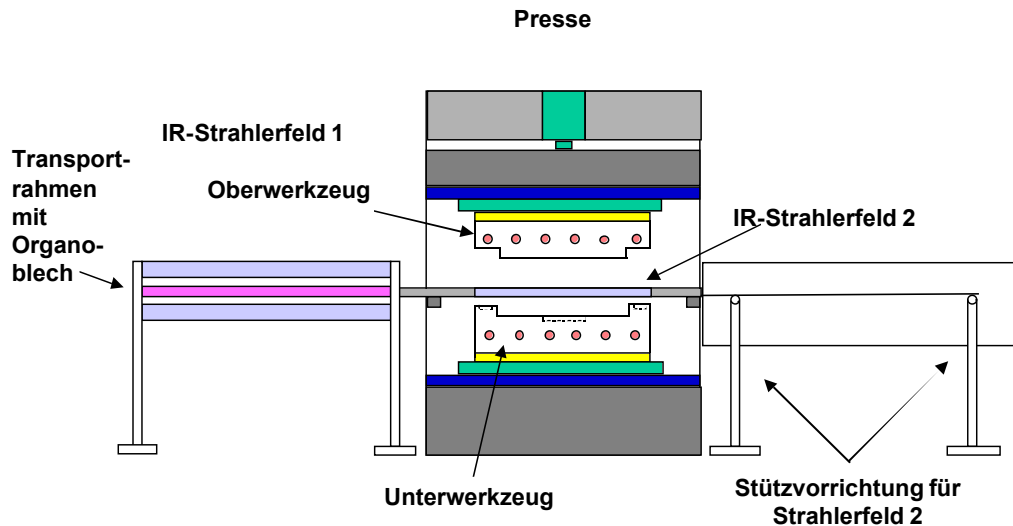
Bild 3.12: Konzept der Tailored Blank Technologie mit separatem Aufheizen

Nach Erreichen der vorgesehenen Temperaturen des Organobleches sowie der Verstärkungsbleche fährt das interne Strahlerfeld aus der Presse heraus, und das Organoblech wird zwischen den Werkzeughälften positioniert und umgeformt, siehe Bild 3.13. Während der Umformung verbindet sich das Organoblech mit den Verstärkungsblechen und kann nach der Abkühlung aus der Presse entnommen werden.

Der Vorteil dieses Verfahrens gegenüber dem Direktaufheizverfahren liegt in der geringeren Zykluszeit, da die Laminataufheizzeit sich nicht verlängert. Des weiteren ist die Temperaturführung sicherer und ein thermisch-oxidativer Abbau wird vermieden. Die Position der Verstärkungsbleche ist eindeutig festgelegt. Da in diesem Verfahren nur die Oberfläche der Verstärkungsbleche aufgeschmolzen wird und nicht das komplette Laminat, sind neben flächigen Verstärkungen auch Versteifungsprofile in L- oder T- Form denkbar, siehe Bild 3.14 a. Der Steifigkeitsgewinn ist dabei um ein Vielfaches höher als bei rein ebenen Verstärkungen. Neben Verstärkungsprofilen ist auch die Anbindung von Krafteinleitungselementen möglich, mit denen sich auch Verbindungen zu Komponenten aus

anderen Werkstoffen, wie Metalle, realisieren lassen. Dazu wird eine Metallplatte mit Gewindestift in eine Polymermatrix eingebettet, siehe Bild 3.14 b.

a) Aufheizphase



b) Umformphase

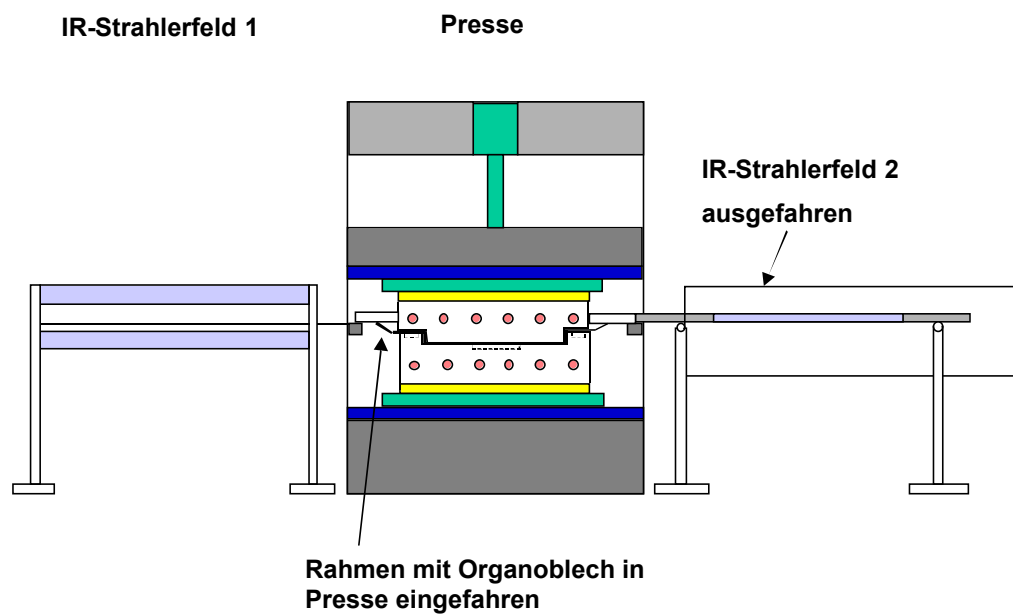


Bild 3.13: Anlagenkonzept für Tailored Blank Technologie (TBT)

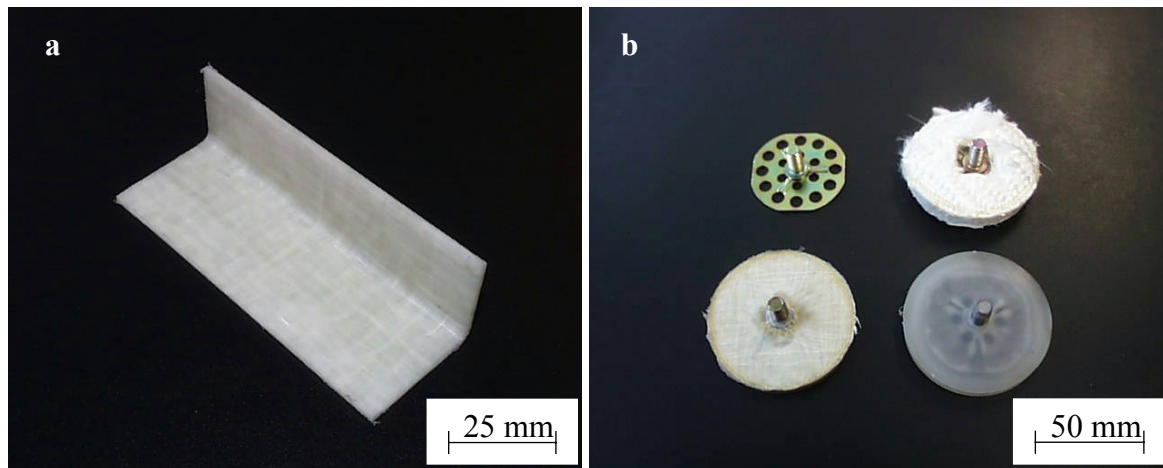


Bild 3.14: a) L-Versteifungsprofil aus GF/PP b) metallische Krafteinleitungselemente (reine Metalleinlage, GF/PP Hybridgarngewebe , GF/PP vollständig imprägniert, PP ummantelt)

Die dargestellten metallischen Krafteinleitungselemente wurden für Untersuchungszwecke mit unterschiedlichen Polymeren ummantelt, da diese zur Zeit noch nicht kommerziell auf dem Markt erhältlich sind.

4 Anlagen- und Prozessanalyse des dickenadaptiven Umformens mit separatem Aufheizen

Wegen der Vorteile des dickenadaptiven Umformens von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten mit separatem Aufheizen, wie einfache Positionierung der Verstärkungen, einfache Temperaturführung und Einbringen von metallischen Krafteinleitungselementen, wird dieses Verfahren im Folgenden weiter untersucht.

4.1 Anlagen- und Werkzeugspezifikation

Die verwendete Anlage besteht aus einer hydraulischen Presse mit einer maximalen Kraft von 800 kN. Die maximale Schließgeschwindigkeit beträgt 800 mm/s und die maximale Umformgeschwindigkeit 50 mm/s. Als Strahlerfeld wird für das Organoblech ein Quarz-Strahlerfeld der Fa. Thermal Quarz-Schmelze GmbH, Wiesbaden verwendet. Die Verstärkungsbleche werden mittels Keramikstrahlern der Fa. Elstein-Werk M. Steinmetz, Northheim erwärmt. Die Eigenschaften der hier verwendeten Infrarot-Strahler sind in Tabelle 4.1 dargestellt.

Tabelle 4.1: Eigenschaften der Infrarotstrahler

Name		HFS 400	FS 400
Strahlerart		Keramik	Quarz
Hersteller		Elstein-Werk M. Steinmetz	Thermal Quarz-Schmelze GmbH
Leistung	[kW/m ²]	26,87	25,60
Wellenlängenart		Langwelle	Mittelwelle
Wellenlängenbereich	[μm]	2-10	1-6

Das Versuchswerkzeug ist in Bild 4.1 dargestellt.

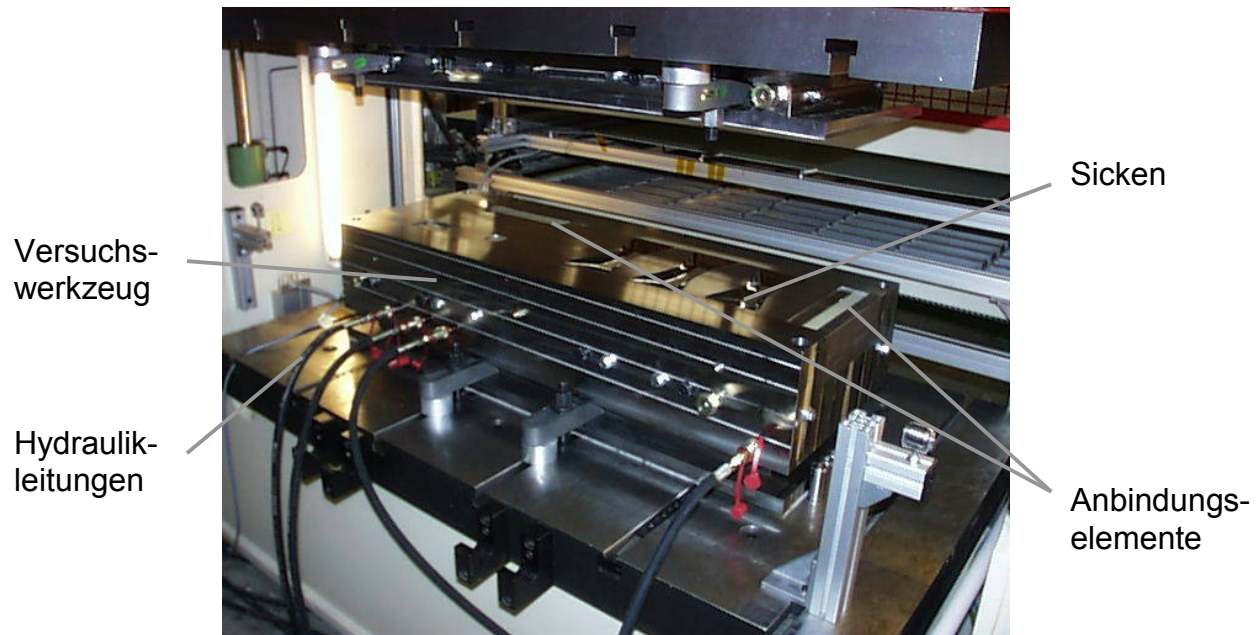


Bild 4.1: Versuchswerkzeug

Das Versuchswerkzeug hat eine Größe von $1.244 \times 464 \text{ mm}^2$ und besteht zur Hälfte aus einer ebenen Platte. Die andere Hälfte hat 3 leichte Versteifungssicken mit einer Gesamthöhe von 12 mm. Im Werkzeug sind 4 Anbindungselemente vorgesehen: 3 flächige Elemente und 1 Insert. Damit die Fügung nicht durch die Umformung bzw. Gewebescherung beeinflusst wird, sind 2 Anbindungselemente und das Insert in der ebenen Hälfte untergebracht. In Tabelle 4.2 sind die Abmaße der Anbindungselemente und deren Verstärkungsart zusammengestellt.

Tabelle 4.2: Anbindungselemente im Versuchswerkzeug

Anbindungselemente	Länge	Breite	Art
	[mm]	[mm]	[-]
Insert	Ø 50	-	Krafteinleitungselement
kleine Fläche	100	36	Flächige Anbindung, L-Profil
große Fläche, links	250	36	Flächige Anbindung, L-Profil
große Fläche, rechts	250	36	Flächige Anbindung, L-Profil

Um unterschiedliche Drücke in der Fügezone realisieren zu können, wurden hydraulische Zylinder eingebaut, die über eine SPS stufenlos von 50 bis 500 bar regelbar sind. Im Oberwerkzeug befinden sich zur On-Line-Kontrolle 4 Unisens-Quarz-Werkzeuginnendrucksensoren der Fa. Kistler Instrumente GmbH, Ostfildern.

Während der Versuche stellte sich heraus, dass die Drucksensoren den Druck der hydraulischen Zylinder durch das Organoblech nicht exakt abbilden können. Organobleche sind auch mit Faservolumengehalten von 35 % noch so steif, dass die Drucksensoren für dieses gewählte Einsatzgebiet nicht brauchbar sind.

Die Druckaufbringung konnte zur Kontrolle mittels eines eingelegten Diaphragmas als Werkstück nachvollzogen werden, siehe Bild 4.2.

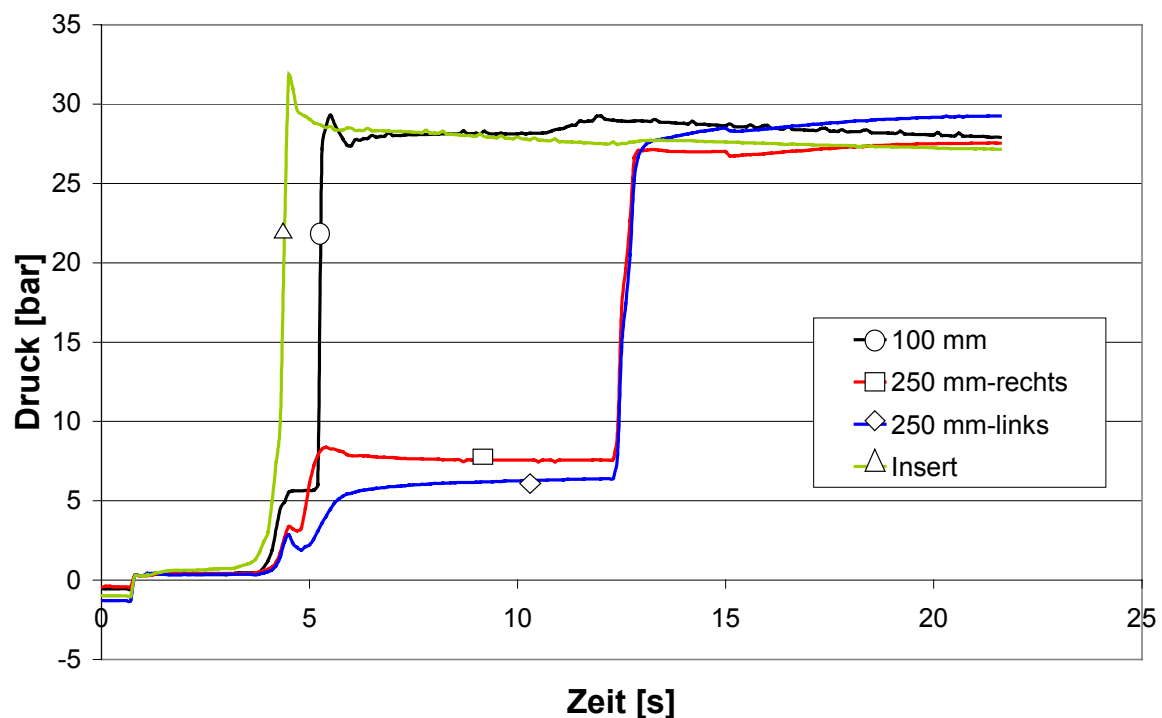


Bild 4.2: Druckaufzeichnung bei Verwendung eines Diaphragmas als Werkstück bei einem angelegten Nenndruck von 30 bar

Kurz vor der Umformung werden die Signale am Verstärker auf Null gesetzt (1 s). Nach Abschluss der Umformung (4 s) startet das Hydraulikaggregat. Als erster Zylinder wird der des Inserts mit Druck beaufschlagt. Knapp eine Sekunde später wird der 100 mm lange Zylinder auf Nenndruck gebracht. Weitere 7 s danach wird der 250 mm lange Zylinder angespresst. Bei den ersten beiden Zylindern ist ein leichtes Überschwingen festzustellen. Insgesamt werden die Zylinder mit einem Druck von 27 bis 29 bar angespresst, was leicht unter dem Nenndruck von 30 bar liegt. Die Verzögerung der Druckbeaufschlagung des großen Zylinders ist relativ lang. Da aber schon von Beginn an mit einem geringem Druck von 5 bis 8 bar auch der lange Zylinder angespresst wird und der Temperaturabfall in der

Fügezone nur ca. 10 °C beträgt (siehe Bild 4.12 und 4.13), kann diese Zeitverzögerung vernachlässigt werden.

Für die Serie ist auch ein wesentlich einfacherer Anlagenaufbau vorstellbar, als er in Bild 3.13 dargestellt ist. Das zweite Strahlerfeld, das vor der Presse steht, verhindert einen leichten Zugang zum gefertigten Bauteil. Für eine Serienproduktion ist eine schwenkbare Ausführung denkbar, die entweder das Strahlerfeld zur Seite oder nach oben bewegt, siehe Bild 4.3. Ein weitere Option besteht in der Verwendung der Induktionserwärmung, die ein geringes Bauvolumen benötigt und ein sehr schnelles Aufheizen bei kohlenstofffaserverstärkten Laminaten ermöglicht.

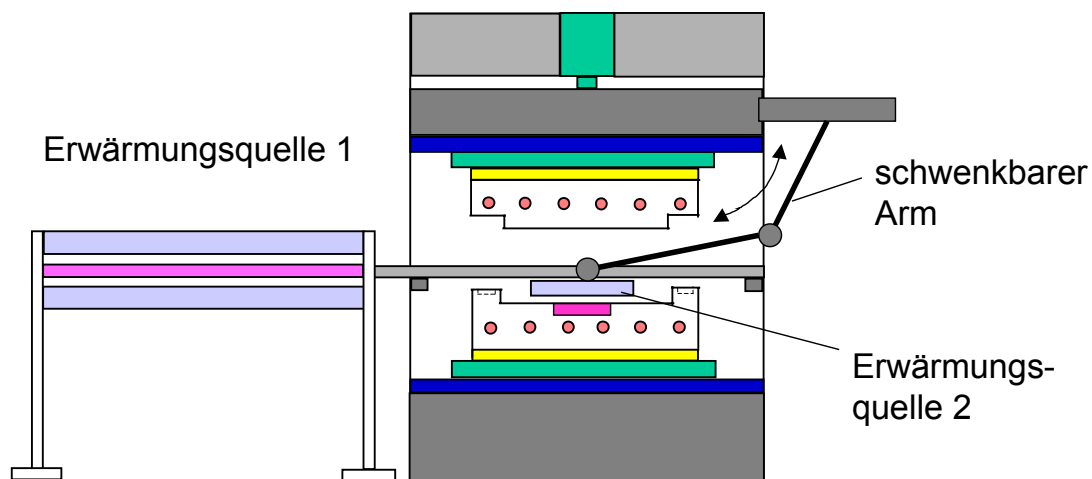


Bild 4.3: Werkzeugkonzept für Tailored Blank mit separatem Aufheizen

Das Werkzeug für eine Serienanwendung kann identisch dem Versuchswerkzeug (Bild 4.1) ausgelegt werden. Die Presskraft der Zylinder im Werkzeug wird konstant eingestellt, wobei der hydraulische Druck der Presse entnommen werden kann. Ein zusätzliches Hydraulikaggregat ist in diesem Fall nicht notwendig. Eine einfachere Variante besteht darin, entsprechende Taschen in die Matrize zu fräsen. Dabei ist auf die exakte Einhaltung der Tiefe zu achten. Die Taschen sollten eine um 0,1 mm verringerte Tiefe aufweisen, wie die Dicke der Verstärkungsbleche misst, um so einen Druck in der Fügefläche zu garantieren. Ein Wegfließen der gewebeverstärkten thermoplastischen Lamine ist kaum gegeben, siehe Bild 4.4.

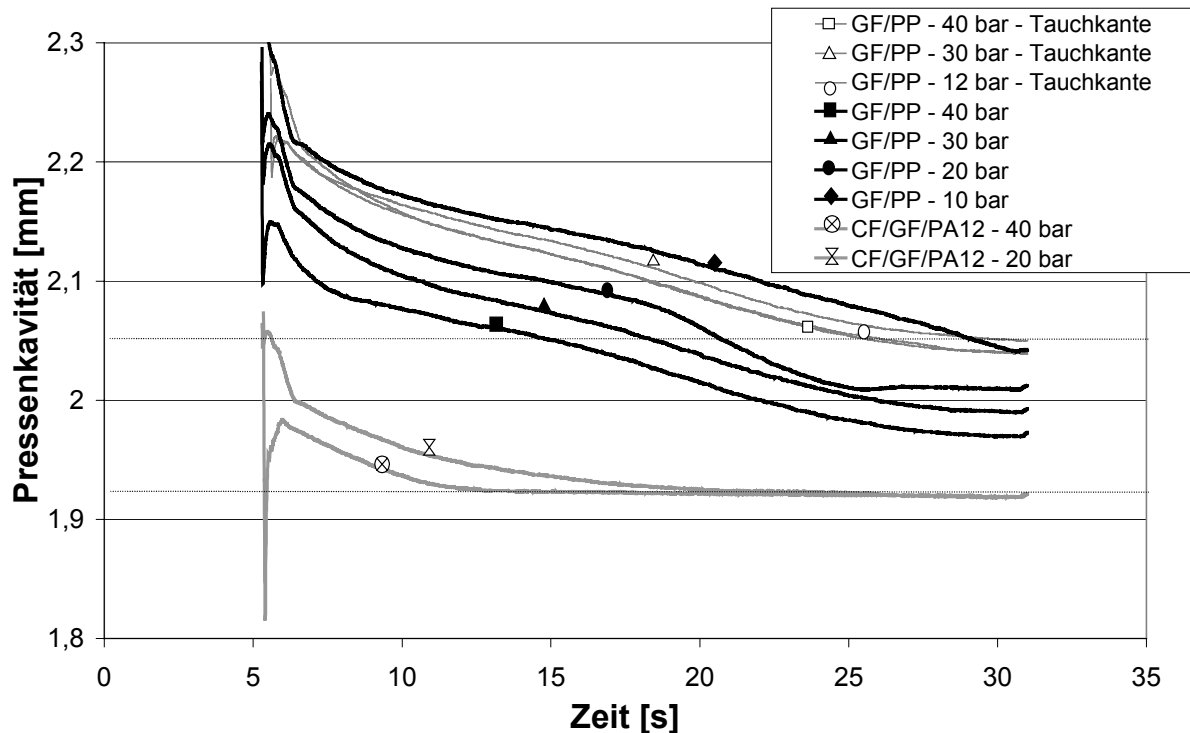


Bild 4.4: Pressversuche zur Untersuchung der Flieseigenschaften gewebeverstärkter Thermoplaste

In Bild 4.4 sind für die beiden Materialien GF/PP und CF/GF/PA12 (siehe Kapitel 4.2) Fließpressversuche mit einem ebenen Werkzeug und einem Tauchkantenwerkzeug durchgeführt worden. Die dafür verwendete Presse ist parallelgeregelt und verfügt über induktive Wegaufnehmer. Nach dem Schließen der auf 95 °C temperierten Werkzeuge kühlt das Laminat sehr schnell ab. Die Verringerung der Laminatdicke steht dabei nicht im Zusammenhang mit dem Pressendruck, sondern vielmehr mit dem Rekristallisationsschrumpf der hier verwendeten teilkristallinen Thermoplaste. Das Fließen erfolgt in den ersten Sekunden der Umformung.

Das GF/PP mit einem Faseranteil von 35 Vol% zeigt bei steigenden Drücken sinkende Pressenkavitäten und damit abnehmende Laminatdicken. Das Ausgangsmaterial mit einer Dicke von 2,05 mm wird bei einem Pressdruck von 40 bar auf 1,97 mm zusammengedrückt, wobei die Matrix und das Gewebe seitlich wegfließen. Im Vergleich mit dem GMT Prozess ist dies ein sehr geringfügiges Fließen, was in dem höheren Faservolumengehalt, der Verwebung der Verstärkungsfasern und dem geringeren Pressdruck begründet liegt (GMT: $v_F = 0,2$; $p = 200$ bar). Bei Verwendung eines Tauchkantenwerkzeuges reduziert sich die Dicke nur um 0,01 mm. Beim CF/GF/PA12 mit einem hohen Faservolumengehalt von 50 %

ist bei Nutzung des Werkzeuges ohne Tauchkante keine Dickenänderung festzustellen. Die Dicken des Ausgangsbleches und des gepressten Bleches betragen 1,92 mm.

Der Nachteil bei der Verwendung von Zylindern liegt in dem teuren Werkzeugbau und den zusätzlichen Zylindern, wobei ein wesentlich gleichmäßigerer Druck appliziert wird. Eine Variation der Laminatdicke ist dabei unproblematisch. Dagegen ist bei Werkzeugen mit Taschen bei ungenauer Werkzeugfertigung oder inhomogenen Laminatdicken eine unzureichende Fügequalität infolge zu geringen Anpressdruckes möglich. Bei zu hohen Fügedrücken oder bei der Verwendung von zu dicken Verstärkungsblechen besteht die Gefahr der unzureichenden Konsolidierung des umgeformten Organobleches, da dieses keinen Druck mehr erfährt.

4.2 Verwendete Materialien

Als Umformmaterial (Organobleche) wurden glasfaserverstärktes Polypropylen (GF/PP) und kohlenstofffaser-/glasfaserverstärktes Polyamid 12 (CF/GF/PA12) verwendet, siehe Tabelle 4.3.

Tabelle 4.3: Verwendetes Umformmaterial

Nr.		1	2
Bezeichnung		Twintex T PP 60 710 AB100	CF/GF/PA12
Matrix		Polypropylen	Polyamid 12
Verstärkung		Glas	Glas, Kohlenstoff
Prepreghersteller		Vetrotex	Porcher Industries GmbH
Bindungsart		Köper 2/2	GF: Atlas 1/7 CF: Köper 2/2
Flächengewicht	[g/m ²]	Hybridgarngewebe 710	GF: 296 CF: 240
Aufbau		4 Lagen	GF: 6 Lagen CF: 2 Lagen
Faservolumengehalt	[Vol.%]	35	50
Dicke	[mm]	2	2
Merkmal		vollimprägniert und konsolidiert	vollimprägniert und konsolidiert

Das GF/PP ist ein Hybridgarngewebe, welches aus Polymer- und Glasfasern besteht. Die Bindungsart ist ein Köper 2/2 und der Faservolumengehalt liegt bei 35 %, was für gewebeverstärkte Thermoplaste sehr gering ist.

Das CF/GF/PA12 ist ein Mischaufbau, wobei jeweils eine Lage Kohlenstofffasergewebe außen und insgesamt 6 Glasgewebelagen innen liegen. Die Kohlenstofffasergewebelagen verbessern die mechanischen Eigenschaften des Laminates und verleihen dem Laminat ein Kohlenstofffasergewebe-Aussehen. Die kostengünstigeren Glasgewebelagen werden als Innenlagen verwendet. Die Kohlenstofffasergewebelagen besitzen eine Körper 2/2- und die Glasgewebelagen eine Atlas 1/7-Bindung. Der Aufbau erreicht einen hohen Faservolumengehalt von 50 %.

Polypropylen ist ein polyolefinischer Kunststoff. Bei der Polymerisation von Propen kann die dieses Olefin kennzeichnende CH_3 -Gruppe im Makromolekül räumlich verschieden angeordnet sein. Technisch bedeutsam ist das teilkristalline, isotaktische Polypropylen, bei dem sich die CH_3 -Gruppen auf derselben Seite der Kohlenstoffkette befinden bzw. bei wendelförmiger Anordnung nach außen weisen [126-129], siehe Bild 4.5.

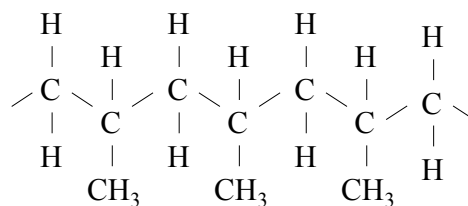


Bild 4.5: Isotaktisches Polypropylen

Polyamide werden in 2 Gruppen eingeteilt. Werden die Molekülketten aus einem Grundbaustein aufgebaut, dann liegt PA6, PA11 oder PA12 vor. 2 Grundbausteine führen beispielsweise zu PA66 oder PA610. Das Verhalten der Polyamide wird wesentlich durch die CO-NH -Gruppe bestimmt. Man findet sie in der Strukturformel aller Polyamide wieder. Sie verbindet die Reste der beiden Komponenten bzw. Anfang und Ende eines aufgesprengten Ringes, siehe Bild 4.6.

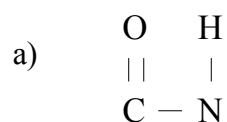


Bild 4.6: a) Amidgruppe b) Strukturformel Polyamid 12

Der Abstand der Amidgruppen wirkt sich auf die intermolekularen Kräfte aus. Deshalb sind bei PA12 wesentlich geringere van-der-Waals- und Dipolkräfte wirksam als beim PA6. Es ist weicher, die Schmelztemperatur liegt niedriger. Die Wasseraufnahme ist jedoch wegen des „polyethylenähnlichen“ Aufbaues geringer. Die Anzahl der Methylengruppen zwischen den Amidgruppen wirkt sich ebenfalls auf die Schmelztemperatur aus. Polymere mit gerader Anzahl von CH₂-Gruppen schmelzen bei höheren Temperaturen als die mit ungerader Zahl. Ursache dafür sind die jeweils gegenüberliegenden Molekülgruppen. Zwischen NH- und O-Gruppen bilden sich Wasserstoffbrücken von sehr kurzer Länge [126-129].

Alle Materialien wurden als Prepregmaterial zugekauft und ausschließend in der IVW eigenen Doppelbandpresse zu Organoblechen imprägniert. Die Imprägnierungsqualität des Halbzeugmaterials ist sehr gut, siehe Bild 4.7.

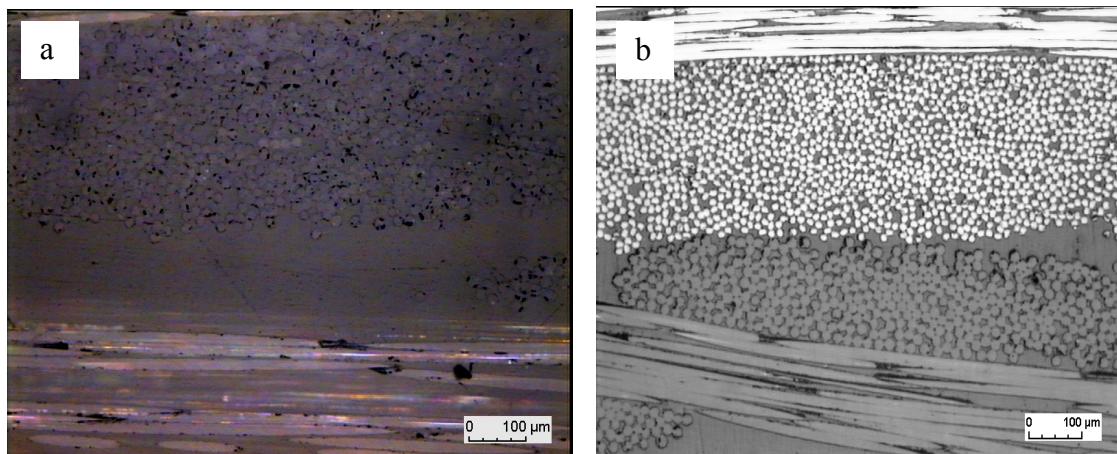


Bild 4.7: Imprägnierungsqualität des Halbzeug a) GF/PP b) CF/GF/PA12

Es sind keine Luftporen zwischen den Fasern oder Faserbündeln enthalten. Im rechten Schliffbild (b) des CF/GF/PA12 unterscheiden sich die kleineren, hellen Kohlenstofffasern von den größeren, dunklen Glasfasern. Ebenfalls ist der sehr hohe Faservolumengehalt von 50 % im CF/GF/PA12 Material zu erkennen. In Bild 4.8 ist die Anbindung der Fasern an die Matrix dargestellt.

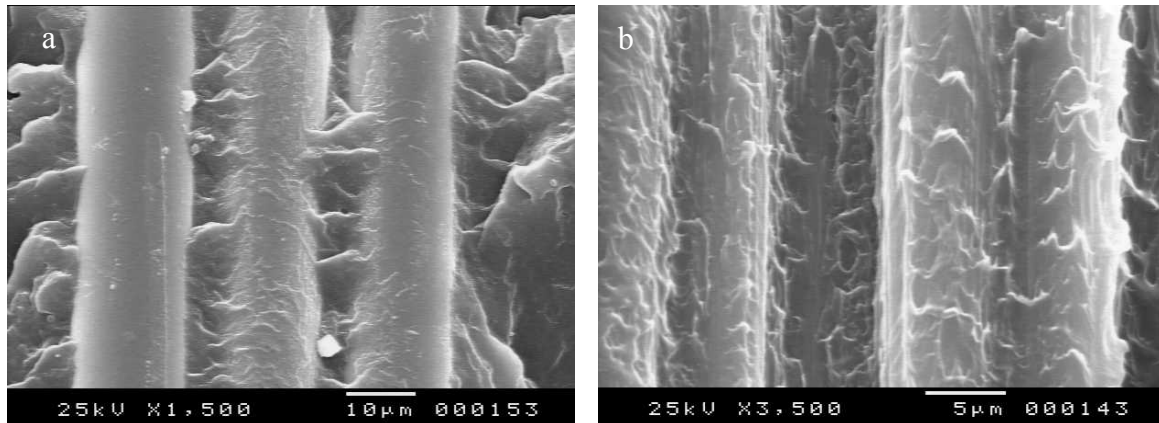


Bild 4.8: Faser-Matrix-Anbindung des Halbzeugs a) GF/PP b) CF/GF/PA12

Die Rasterelektronenmikroskop- (REM) Bilder zeigen die Bruchfläche von Zugscherproben. Eine besonders gute Anbindung ist im rechten Bild zu erkennen, wo sämtliche Fasern, in diesem Fall Kohlenstofffasern, auch nach dem Zugscherversuch vollständig mit Matrix benetzt sind. Eine schlechtere Faser-Matrix-Anhaftung wurde bei GF/PP festgestellt (Bild 4.8 a), wo sich die Matrix teilweise von den Fasern ablöste.

Die Halbzeugdaten der verwendeten Materialien sind in Tabelle 4.4 aufgelistet.

Tabelle 4.4: Halbzeugdaten

Bezeichnung		GF/PP	CF/GF/PA12
Dicke	[mm]	2,0	2,0
Dichte	[kg/dm ³]	1,928	1,978
Faservolumengehalt	[%]	35	50
Zugfestigkeit	[MPa]	357	380
Zugmodul	[GPa]	16,7	33,3
Biegefestigkeit	[MPa]	348	539
Biegemodul	[GPa]	10,9	32,5

4.3 Prozess und Analyse

Bei der Kombination des Umform- und Fügeprozesses sind folgende Prozessparameter zu berücksichtigen:

- die Organoblechtemperatur,
- die Verstärkungsblechtemperatur,
- der Fügedruck,
- die Presszeit und
- die matrixreiche Fügezone.

Zur Abgrenzung und Verifizierung der untersuchten Parameter wurden folgende Testmethoden angewendet:

- Biegeversuch DIN EN ISO 14125 [130],
- Zugscherversuch DIN EN 1465 [131].

Weiterhin wurden Ultraschalltests, Schliffbilder und Rasterelektronenmikroskopbilder (REM) zur Untersuchung herangezogen.

Der Biegeversuch wurde nach DIN EN ISO 14125 durchgeführt. Die Probengröße betrug $80 \times 15 \times 4 \text{ mm}^3$, die Stützweite der Auflager und die Traversengeschwindigkeit betrugen 64 mm bzw. 2 mm/min.

Der Zugscherversuch wurde nach DIN EN 1465 durchgeführt. Die Probengröße betrug $200 \times 25 \text{ mm}^2$, die Fügefläche betrug $15 \times 25 \text{ mm}^2$, siehe Bild 4.9.

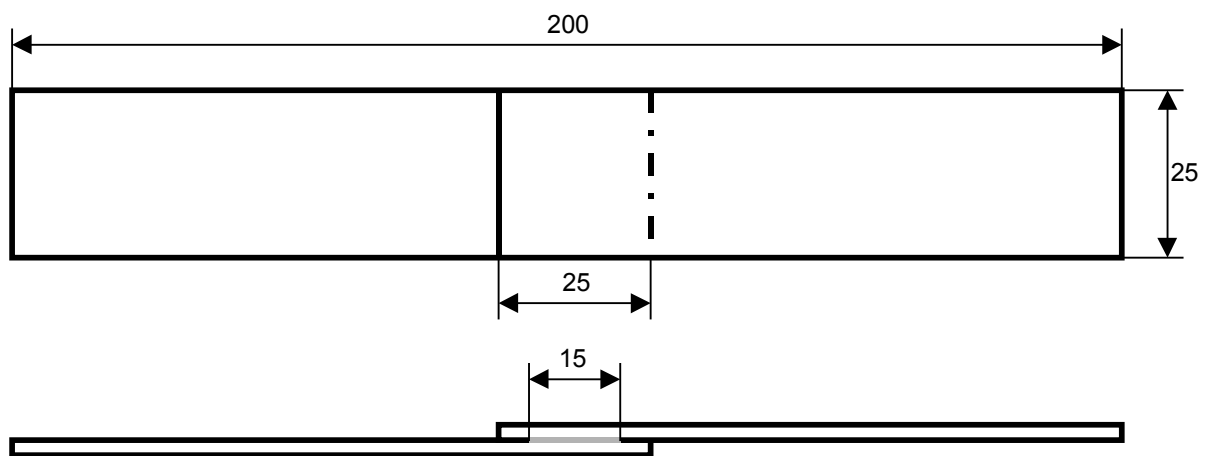


Bild 4.9: Zugscherprobe

Die Überlappungslänge beträgt 25 mm und besitzt je Seite einen Überstand von 5 mm, der zur Eliminierung der Randeffekte dient. Die effektive Fügefläche ist hier grau dargestellt.

Die Probengeometrie wurde denen von geklebten Proben angenähert, da die Herstellung der Probengeometrie nach DIN 65148 [132] mit der Einhaltung der Einschnitttiefe und -breite sowie der Schnittqualität (Vermeidung von Kerben) sehr schwierig war. Bei den Probengeometrien ist die Überlagerung von Biegeeinflüssen auf die Probe gleich, da sich die Steifigkeitswerte durch die Dickensprünge der Probe entsprechend ändern.

Die Abmaße der Probekörper für den Ultraschalltest betragen $100 \times 30 \text{ mm}^2$.

Die Probenentnahme für die Biege- und Zugscherprüfung ist in Bild 4.10 dargestellt.

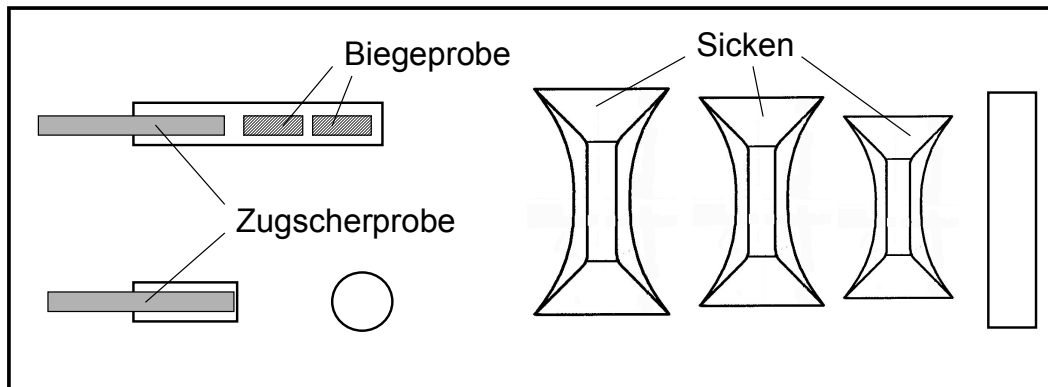


Bild 4.10: Probenentnahme für die Biege- und Zugscherprüfung

Da die Zugscherproben nur an der Prüffläche miteinander verbunden sein dürfen, wird der Rest der Proben mit Kaptonklebefolie abgeklebt. Die Biegeproben werden nicht vorbehandelt.

Die Verstärkungsbleche werden in die dafür vorgesehenen Nuten über den Zylindern positioniert. Die Druckzylinder sind dabei eingefahren. Nach der Aufheiz-, Transport- und Umformphase wird nach dem Schließen der Presse mittels Drucktaster das Hydraulikaggregat gestartet und Druck auf die Fügefläche gegeben (Zyklus 1). Die Zeit zwischen dem Schließen der Presse und dem abgeschlossenen Druckaufbau beträgt ca. 4 s.

Die Organoblech- und Verstärkungsblechtemperaturen werden mit Hilfe von NiCr-Ni-Thermoelementen, Typ K (E&S-Typ 2GGM, 2-k), aufgezeichnet. Die Thermoelementpositionen sowie die Temperaturzuordnung sind in Bild 4.11 dargestellt.

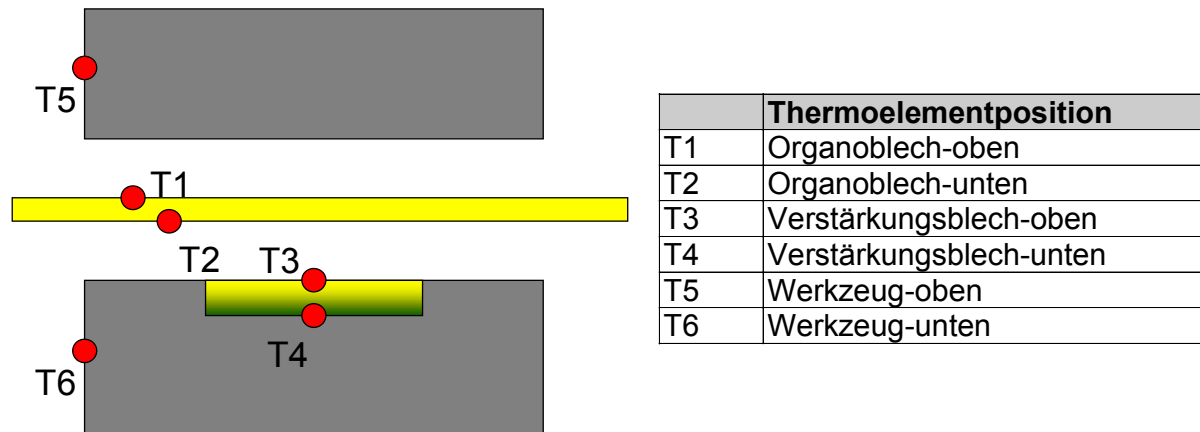


Bild 4.11: Thermoelementpositionen und Temperaturzuordnung

Für die experimentellen Versuche werden zunächst die Verstärkungsbleche in die dafür vorgesehenen Positionen in der Matrize gelegt und das Organoblech in den Transportschlitten fixiert. Zur Kontrolle werden Thermoelemente mittels Polyimid (PI)-Klebefolie aufgebracht. Nach Erreichen der Starttemperaturen der Lamine (Organoblech: 50 °C, Verstärkungsblech: 75 °C) werden sie entsprechend der Temperaturvorgabe in den Infrarotstrahlerfeldern erwärmt. Die Starttemperatur der Verstärkungsbleche liegt aufgrund der Wärmezufuhr von der Matrize über der Starttemperatur der Organobleche. Danach wird das Organoblech zwischen den Werkzeughälften positioniert, umgeformt und mit den Verstärkungsblechen gefügt. Der applizierte Druck ist voreingestellt. Nach Ablauf der gewählten Presszeit öffnet die Presse und das Bauteil kann entnommen, besäugt und analysiert werden. Für die Versuche wurde das Werkzeug für das GF/PP auf 90 °C und für das CF/GF/PA12 auf 100 °C temperiert. Eine Erwärmung der Matrize infolge der Infrarotstrahlung des Strahlerfeldes für die Verstärkungsbleche war nicht messbar. Da die Werkzeugoberfläche poliert ist, wird die Strahlung zum größten Teil reflektiert. Würde ein Werkzeug die Strahlung absorbieren und sich erwärmen, könnte dadurch die Wärmezufuhr der Werkzeugheizung reduziert werden. Zwischen die Verstärkungsbleche und die Matrize wurden 6 glasgewebeverstärkte Teflonbleche zur Isolierung gelegt. Bei Verzicht der Isolierung konnten die Verstärkungsblechtemperaturen nicht auf die gewünschten Werte gesteigert werden, da die Wärme sehr schnell in das Stahlwerkzeug abfloss.

Ein typischer Temperaturverlauf für die jeweiligen verwendeten Materialien sind in den Bildern 4.12 und 4.13 dargestellt.

Bild 4.12 zeigt den Temperaturverlauf des glasfaserverstärkten Polypropylens (GF/PP), wobei die Aufheizung des Organobleches (Quadrate) bis zu einer maximalen Temperatur von 215 °C reicht. Die Erwärmung des Verstärkungsbleches (Dreiecke) erfolgt später und erreicht einen Maximalwert von 187 °C. Nach der Aufheizphase wird das Organoblech zwischen den Werkzeughälften in der Presse positioniert und umgeformt. In dieser Zeit sinkt die Temperatur des Organo- und des Verstärkungsbleches deutlich. Am Ende der Umformphase beginnt die Füge- und Abkühlphase.

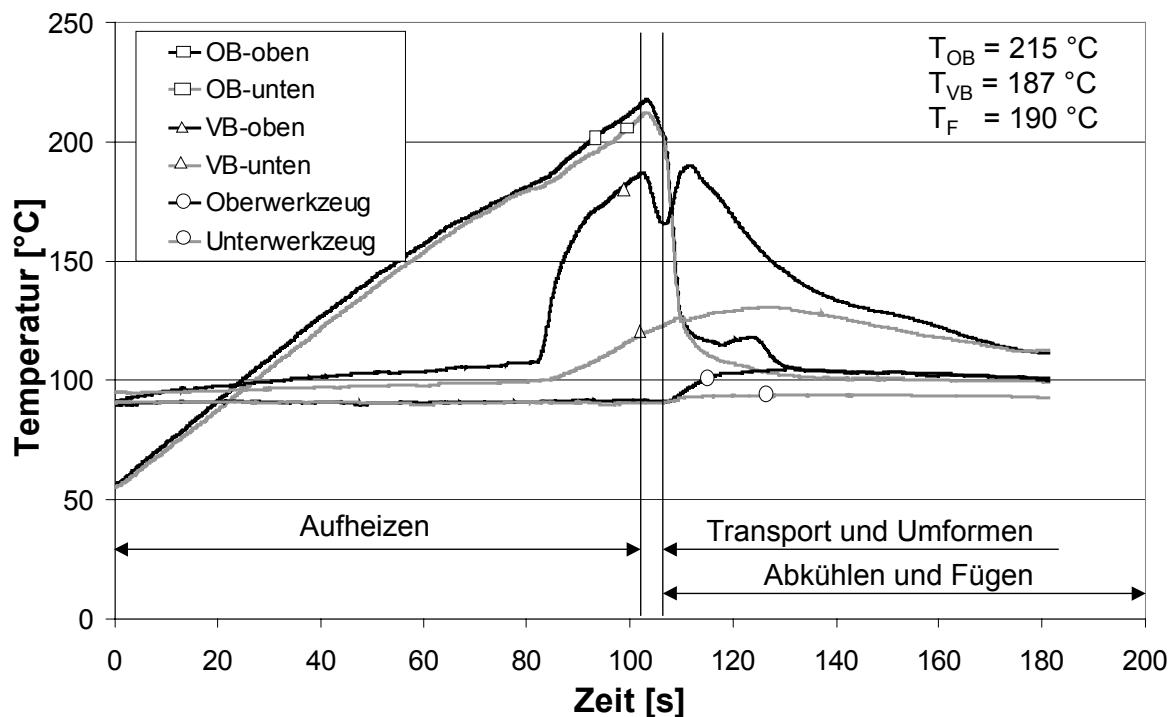


Bild 4.12: Temperaturverlauf für GF/PP

Dabei sinkt die Organoblechtemperatur wegen des Werkzeugkontaktes stark ab. Die Temperatur in der Fügezone (VB-oben), die zuvor die Temperatur der oberen Seite des Verstärkungsbleches darstellte, steigt wegen des Temperatenausgleiches noch einmal bis auf 190 °C an und sinkt dann langsam ab. Die Unterseite des Verstärkungsbleches (VB-unten) steigt auch in Folge der Strahlungserwärmung der Oberseite an und kühlt zeitverzögert ab. Die Werkzeugtemperatur wurde für GF/PP auf 90 °C festgelegt. Beim Umformen und Fügen wird Energie von den Organoblechen an die Werkzeughälften abgegeben. Die Temperaturerhöhung des Ober- bzw. Unterwerkzeuges in Bild 4.12 ist aber auf die verringerte Konvektion an die Luft während des Umformzykluses zurückzuführen. Die Temperaturerhöhung des Oberwerkzeuges beträgt im Durchschnitt 7 °C und beim

Unterwerkzeug 2 °C. Die unterschiedliche Temperaturerhöhung ist auf die unterschiedlich großen Seiten- und Pressflächen zurückzuführen. Die Pressfläche beträgt bei beiden Werkzeughälften 0,58 m², die Seitenfläche des Unterwerkzeuges beträgt 1,06 m² und die des Oberwerkzeuges 0,36 m². Durch das sehr viel größere Verhältnis von Seitenfläche zu Pressfläche des Unterwerkzeuges wirkt sich hier die Wärmeabfuhr durch Konvektion nicht so stark aus wie beim Oberwerkzeug. Für die folgenden Untersuchungen wurden als Füge Temperaturen, d. h. die Temperaturen des Organo- und Verstärkungsbleches nach der Aufheiz-, Transport- und Umformphase, zugrunde gelegt. Diese Temperaturen liegen unter den maximalen Aufheiztemperaturen. Diese Temperaturdifferenz ist anlagenabhängig, insbesondere von der Transport- und Umformgeschwindigkeit.

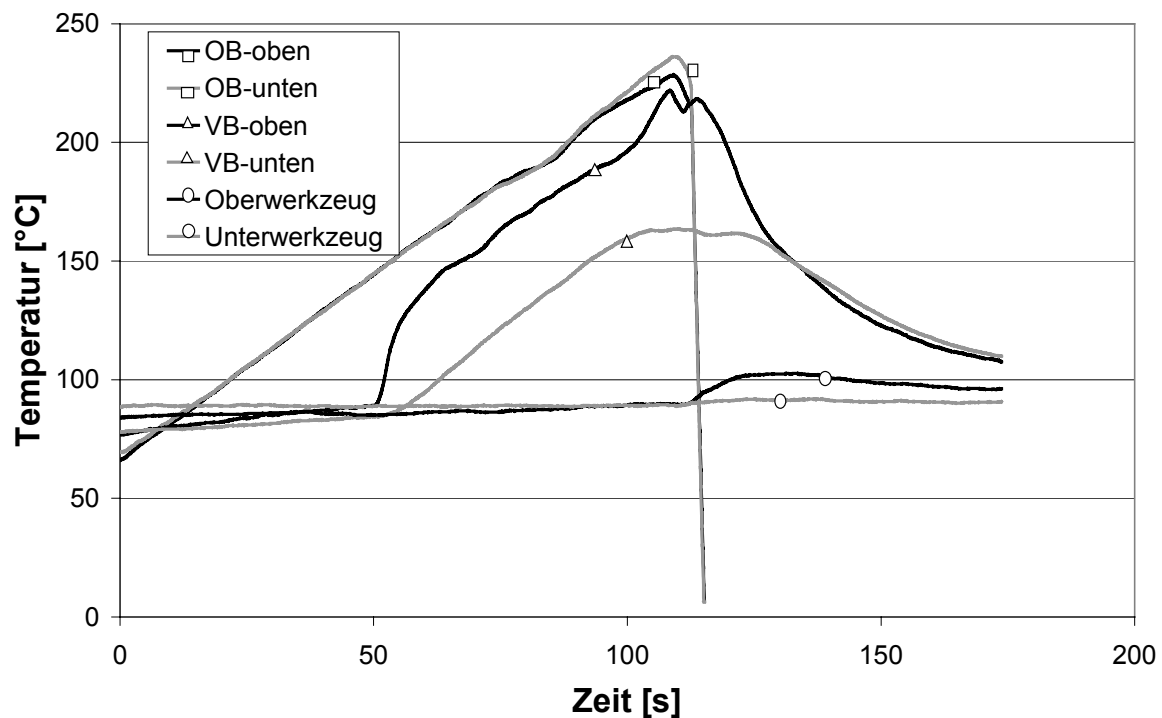


Bild 4.13: Temperaturverlauf für CF/GF/PA12

In Bild 4.13 ist ein Temperaturprofil für das kohlenstofffaser-/glasfaserverstärkte Polyamid 12 dargestellt. Die Systematik bei der Aufheiz-, der Transport-, der Umform, der Füge- und der Abkühlphase ist gleich der des glasfaserverstärkten Polypropylens. Die Thermoelemente des Organobleches haben hierbei wegen des hohen Faservolumengehaltes des CF/GF/PA12 beim Umformen versagt.

Bei der Temperaturmessung ergaben sich folgende Messfehler:

- der Messfehler der Thermoelemente,
- die Befestigung der Thermoelemente mit PI-Klebefolie,
- das Messen der Lufttemperatur am Laminat,
- das Ablösen der PI-Klebefolie vom Laminat.

Der zufällige Messfehler der Thermoelemente wird vom Hersteller nach DIN EN 60584-2, Kl. 1 mit 0,75 % des Messwertes angegeben.

Durch die Verwendung von PI-Klebefolie als Befestigungsmedium der Thermoelemente auf den Laminaten muss sich die Temperatur der Lamine von der gemessenen Temperatur unterscheiden, siehe Bild 4.14.

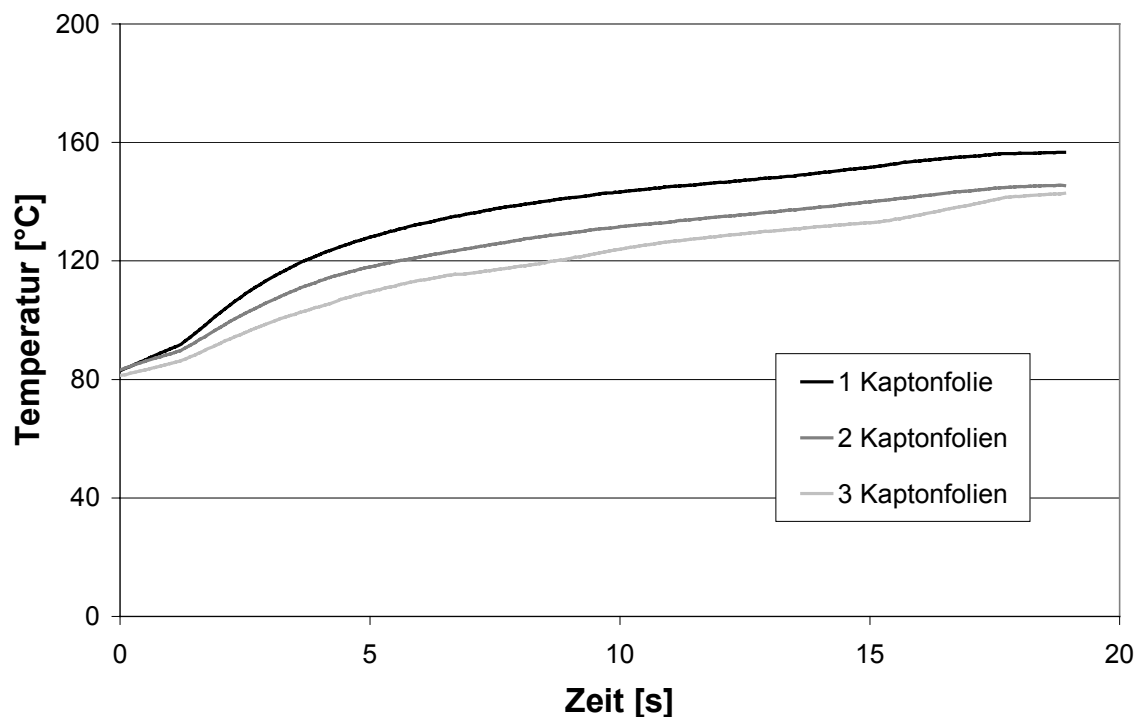


Bild 4.14: Temperaturmessung bei unterschiedlicher Anzahl von Kaptonfolien

Für diesen Versuch wurden 3 Thermoelemente mit einer, zwei und drei PI-Klebefolien auf ein Organoblech geklebt und zusammen erwärmt. Die Temperaturaufzeichnung zeigt eine deutliche Differenz. Im Durchschnitt kann der Effekt einer PI-Klebefolie auf eine Verringerung der Temperatur mit 10 °C beziffert werden. Daraus lässt sich folgern, dass die

Laminattemperatur um ca. 10 °C höher ist als die mittels Thermoelement gemessene Temperatur, was in den folgenden Kapiteln Berücksichtigung findet.

Eine Kalibrierung der Temperaturmessung zur Eliminierung des Einflusses der Klebefolie wurde nicht durchgeführt, da andere Messfehler überwiegen.

Bei unsachgemäßer Präparation der Temperatursensoren auf dem Laminat, misst das Thermoelement nicht die Laminattemperatur, sondern die Lufttemperatur zwischen Laminat und PI-Folie. Es gilt daher, die Luft zwischen Laminat und PI-Klebefolie sehr sorgfältig zu entfernen und einen Kontakt zwischen Messpunkt des Thermoelements und dem Laminat herzustellen.

Insbesondere nach dem Aufschmelzen der Polymermatrix kann sich die PI-Klebefolie und somit auch das Thermoelement vom Laminat ablösen. Geht der Kontakt zwischen Thermoelement und Laminat verloren, ist dies deutlich an einem Knick im Temperaturverlauf zu erkennen. Diese Versuche wurden wiederholt.

5 Thermodynamische Modellierung

Ziel der thermodynamischen Untersuchungen ist die Vorhersage der Prozesstemperaturen zur Verarbeitung von unterschiedlichen thermoplastischen Polymeren. Der Wärmetransport im Laminat erfolgt während des gesamten Verarbeitungsprozesses durch instationäre Wärmeleitung. Bei den einzelnen Teilprozessen wird dem Laminat Wärme zugeführt oder entzogen. Die Flächen der Lamine sind im Vergleich zur Dicke sehr groß. Weiterhin werden dem Laminat Wärmeströme ausschließlich über die Ober- und Unterseite zu- oder abgeführt, so dass Wärmeströme über die Stirnseiten vernachlässigt werden können. Die Randbedingungen für den gesamten Prozess können für den Wärmeaustausch über die Laminatoberflächen als örtlich konstant angenommen werden. Daher liegt eine eindimensionale Wärmeleitung in Richtung der Laminatdicken vor.

Zur Betrachtung der instationären Wärmeleitung im Laminat müssen die spezifische Wärmekapazität c_p , die Wärmeleitfähigkeit λ und die Dichte ρ des Laminates bekannt sein. Insbesondere die spezifische Wärmekapazität ist für die hier betrachteten Werkstoffe Polypropylen und Polyamid 12 stark temperaturabhängig, die daher auch als Funktion der Temperatur berücksichtigt werden muss.

5.1 Thermodynamische Eigenschaften der untersuchten Materialien GF/PP und CF/GF/PA12

5.1.1 Faservolumengehalt

Der Faservolumengehalt ist für die theoretische Ermittlung der Dichte wichtig. Der Faservolumengehalt φ und der Fasergewichtsanteil ψ können mit folgenden Gleichungen bestimmt werden:

$$\varphi = \frac{V_F}{V} \quad (\text{Gl. 5.1})$$

mit

φ	Faservolumenanteil
V	Volumen des Verbundes
V_F	Volumen der Fasern

$$\psi = \frac{m_F}{m} \quad (\text{Gl. 5.2})$$

mit

Ψ	Fasergewichtsanteil
m	Masse des Verbundes
m_F	Masse der Fasern

Da in der Praxis der Fasergewichtsanteil leichter als der Faservolumenanteil zu bestimmen ist, der Faservolumengehalt aber als Angabe gebräuchlicher ist, lässt sich mit der Gleichung:

$$\varphi = \frac{1}{1 + \frac{1-\psi}{\psi} \cdot \frac{\rho_F}{\rho_M}} \quad (\text{Gl. 5.3})$$

mit

ρ_M	Dichte der Matrix
ρ_F	Dichte der Fasern

der eine Anteil mit Hilfe des anderen berechnen. Die Dichten der hier verwendeten Materialien sind nach folgender Gleichung berechnet worden:

$$\rho = \varphi \cdot \rho_F + (1 - \varphi) \cdot \rho_M \quad (\text{Gl. 5.4})$$

mit

ρ	Dichte des Verbundes
--------	----------------------

Sie sind in Tabelle 5.8 aufgeführt.

5.1.2 Spezifische Wärmekapazität

Die spezifische Wärmekapazität c_p wird unter der Voraussetzung der Massenkonstanz aus dem Gewichtsanteil der Faserverstärkung und den temperaturabhängigen Wärmekapazitäten der Fasern und Matrices bestimmt [133-135].

$$c_p = \psi \cdot c_F + (1 - \psi) \cdot c_M \quad (\text{Gl. 5.5})$$

mit

c_p	spezifische Wärmekapazität
-------	----------------------------

Die temperaturabhängige Wärmekapazität der faserverstärkten Polymere kann mittels Differential Scanning Calorimetrie (DSC) ermittelt werden. Die in Bild 5.1 dargestellten Werte sind mit dem Gerät 821 der Fa. Mettler Instrumente GmbH, Giessen (Schweiz) ermittelt worden. Die Aufheiz- bzw. Abkühlrate betrug jeweils 10 °C/min.

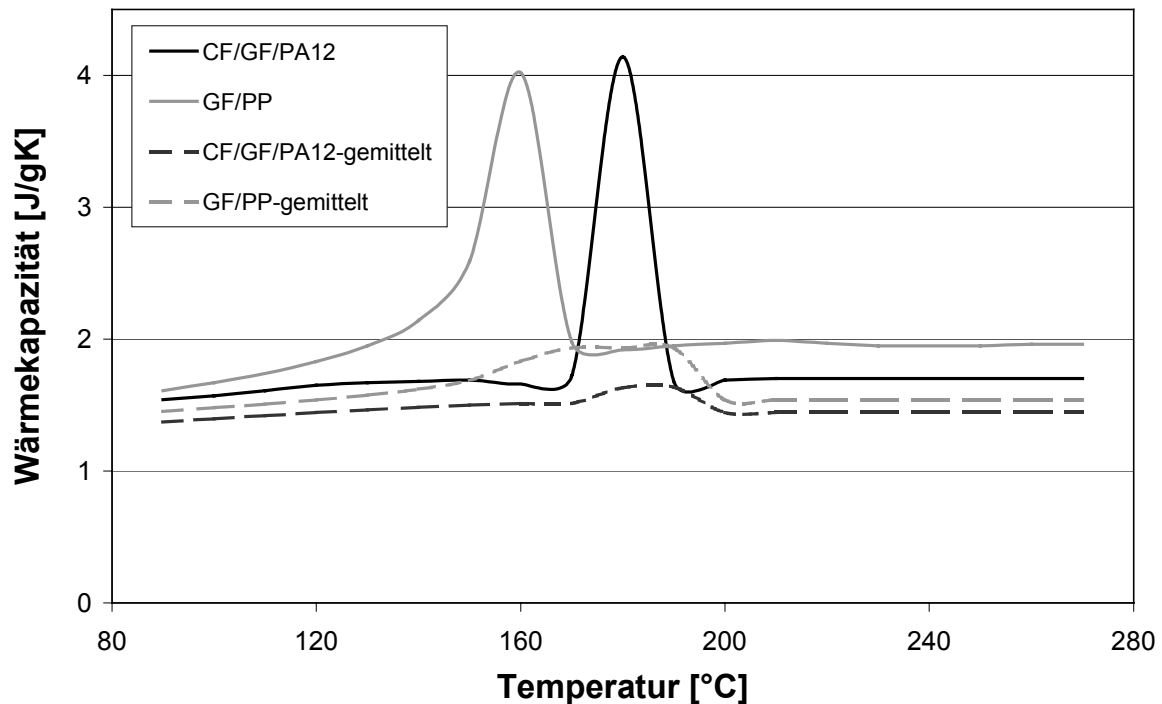


Bild 5.1: DSC-Messung der spezifischen Wärmekapazität in Abhängigkeit der Temperatur sowie die auf Raumtemperatur bezogen gemittelten Werte

Dabei wird folgende Gleichung zur Ermittlung der spezifischen Wärmekapazität herangezogen:

$$c_p = \frac{\dot{H}}{\dot{T}} \cdot \frac{1}{m} \quad (\text{Gl. 5.6})$$

mit

c_p	spezifische Wärmekapazität bei konstantem Druck
\dot{H}	Wärmestrom (Signalunterschied zwischen DSC- und Blindkurve)
\dot{T}	Heizgeschwindigkeit
m	Probenmasse

Die spezifischen Wärmekapazitäten der beiden verwendeten Materialien GF/PP und CF/GF/PA12 weisen in ihren Schmelzbereichen eine starke Erhöhung auf. Um beim Aufheizen bzw. Abkühlen eines Laminates die entsprechend zugeführte bzw. abgeführte Wärmemenge berechnen zu können, muss die Wärmekapazität über den entsprechenden Temperaturbereich auf Raumtemperatur bezogen gemittelt werden. Die Verwendung eines konstanten spezifischen Wärmekapazitätswertes ist aber unzulässig.

5.1.3 Wärmeleitfähigkeit

Die Wärmeleitfähigkeit ist für die Bestimmung des Wärmestromes bzw. des spezifischen Wärmestromes durch einen Körper notwendig. In Tabelle 5.1 sind die Wärmeleitfähigkeitswerte der hier verwendeten Materialien aufgelistet [2, 126].

Tabelle 5.1: Wärmeleitfähigkeitswerte

Werkstoff		Wärmeleitfähigkeit
		[W/mK]
Glasfaser	GF	1
Kohlenstofffaser	CF (HT)	17
Kohlenstofffaser	CF (HM)	115
Polypropylen	PP	0,2
Polyamid 12	PA12	0,23
Polyamid 6	PA6	0,29
Polyamid 66	PA66	0,23
Polyethylterephthalat	PET	0,29
Polycarbonat	PC	0,21

Die Wärmeleitfähigkeit der Glasfasern und der Polymere sind isotrop. Dagegen wirkt die Wärmeleitfähigkeit der Kohlenstofffasern in Faserrichtung und quer dazu unterschiedlich. Ein guter Anhaltswert für die Wärmeleitfähigkeit quer zur Faserrichtung ist 10 % der Wärmeleitfähigkeit in Faserrichtung. Zudem unterscheiden sich die Wärmeleitfähigkeitswerte der Kohlenstofffasern untereinander (siehe Tabelle 5.1), was an dem Maß der Vorverstreckung der Fasern liegt.

In Faserrichtung kann die Wärmeleitfähigkeit mit folgender Gleichung ermittelt werden:

$$\lambda_1 = \varphi_F \cdot \lambda_F + \varphi_M \cdot \lambda_M \quad (\text{Gl. 5.7})$$

mit

- λ_1 Leitfähigkeit des Verbundes in Faserrichtung
- λ_F Leitfähigkeit der Faser in Faserrichtung
- λ_M Leitfähigkeit der Matrix

Mit Hilfe der Halpin-Tsai Approximation können thermische und elektrische Leitfähigkeit quer zur Faserrichtung ermittelt werden [136]. Für die Wärmeleitfähigkeit sieht die Gleichung folgendermaßen aus:

$$\lambda_2 = \lambda_M \left(\frac{1 + \xi \cdot \kappa \cdot \varphi_F}{1 - \kappa \cdot \varphi_F} \right) \quad (\text{Gl. 5.8})$$

mit

- λ_2 Leitfähigkeit quer zur Faserrichtung

Dabei gilt:

$$\kappa = \frac{(\lambda_F / \lambda_M) - 1}{\lambda_F / \lambda_M + \xi} \quad (\text{Gl. 5.9})$$

und

$$\xi = \log^{-1} \sqrt{3} \log \frac{x}{y} \quad (\text{Gl. 5.10})$$

mit

- x Faserquerschnitt in Wärmeleitrichtung
- y Faserquerschnitt quer zur Wärmeleitrichtung

Für kreisrunde Fasern kann das Faserquerschnittsverhältnis x/y gleich 1 und ξ ebenfalls gleich 1 gesetzt werden.

Die Wärmeleitfähigkeitswerte für die hier verwendeten Faserkunststoffverbunde sind in Tabelle 5.2 dargestellt.

Tabelle 5.2: Wärmeleitfähigkeit quer zur Faserrichtung von GF/PP und CF/GF/PP

Polymer		Fasergehalt [Vol%]	Wärmeleitfähigkeit [W/mK]
Polypropylen	GF/PP	35	0,32
Polyamid 12	CF/GF/PA12	50	0,49

Für das kohlenstoff- und glasfaserverstärkte Polyamid 12 wurde zuerst für die einzelnen Faserverstärkungen die Wärmeleitfähigkeit ermittelt und dann mit Hilfe der linearen Mischungsregel die Wärmeleitfähigkeit des Mischaufbaues ermittelt.

5.2 Berechnung der spezifischen Fügewärme

Zur Berechnung der spezifischen Fügewärme wird davon ausgegangen, dass die Lamine von einer niedrigen Temperatur (ca. 40 °C) bis auf ein bestimmtes Temperaturmaximum erwärmt werden. Das Organoblech wird dabei über die Dicke als homogen erwärmt betrachtet. Bei dem Verstärkungsblech, welches nur von der Oberseite her mittels Infrarot-Strahlerfeld erwärmt wird, wird die Temperatur als linear steigend betrachtet, siehe Bild 5.2.

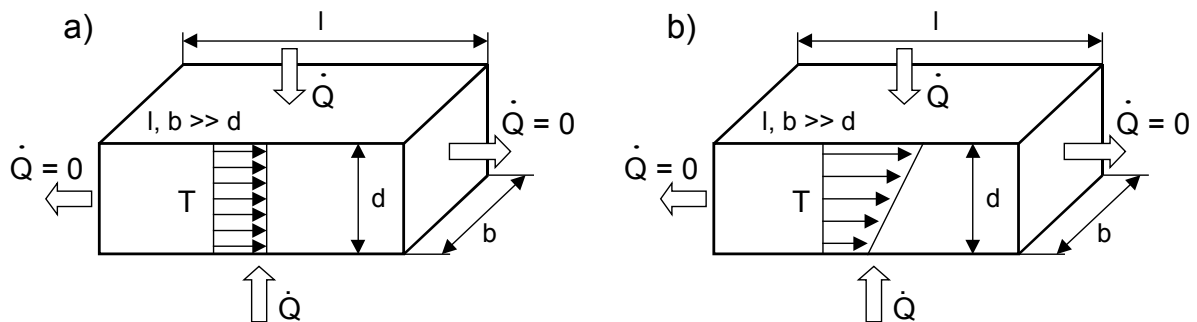


Bild 5.2: Temperaturverteilung im Laminat a) Organoblech b) Verstärkungsblech

Die Summe aller zugeführten und abgeführten Wärmemengen ergeben die spezifische Fügewärme, welche vor dem Fügen in beiden Laminaten gespeichert ist:

$$q_F = q_{zu} + q_{ab} \quad (\text{Gl. 5.11})$$

mit

- q_F spezifische Fügewärme
- q_{zu} zugeführte spezifische Wärme
- q_{ab} abgeführte spezifische Wärme

oder

$$q_F = q_{OB,S} + q_{OB,Kv} + q_{OB,Kd} + q_{VB,S} + q_{VB,Kv} + q_{VB,Kd} \quad (\text{Gl. 5.12})$$

mit

- $q_{OB,S}$ spezifische Strahlungswärme, Organoblech
- $q_{OB,Kv}$ spezifische Konvektionswärme, Organoblech
- $q_{OB,Kd}$ spezifische Konduktionswärme, Organoblech
- $q_{VB,S}$ spezifische Strahlungswärme, Verstärkungsblech
- $q_{VB,Kv}$ spezifische Konvektionswärme, Verstärkungsblech
- $q_{VB,Kd}$ spezifische Konduktionswärme, Verstärkungsblech

Die zugeführte spezifische Wärme resultiert aus der Strahlungswärme der Infrarotstrahler, die das Organoblech von beiden Seiten und das Verstärkungsblech nur von der oberen Seite erwärmt, siehe Bild 5.3. Je nachdem, ob die Temperatur des Verstärkungsbleches an der Unterseite oder die Werkzeugtemperatur höher ist, fließt Wärme in das Organoblech oder in das Werkzeug. Bei Erwärmung des Verstärkungsbleches mittels Infrarotstrahler, steigt die Temperatur auch an der Unterseite des Verstärkungsbleches rasch über die Werkzeugtemperatur, so dass Wärme durch das Verstärkungsblech abgeführt wird. Während des Transportes und der Umformung wird von beiden Blechen Wärme in Form von Konvektion, Konduktion und Strahlung abgeführt. Während des Umformens berührt das Oberwerkzeug das Organoblech, welches durch Konduktion Wärme abgibt. Dieser Vorgang geschieht innerhalb einer Sekunde, da die meiste Zeit beim Umformen durch das Auslösen der Presse und dem Verfahren des Werkzeugstempels ohne Kontakt mit dem Umformgut

benötigt wird. Das Verstärkungsblech verliert durch Strahlung und Konvektion an der Oberseite und mittels Konduktion an der Unterseite Wärme.

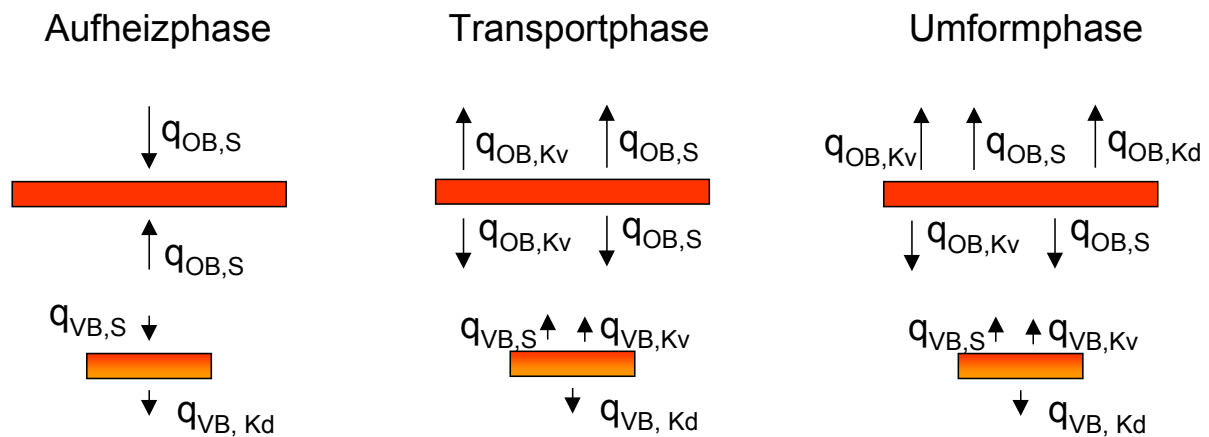


Bild 5.3: Spezifische Wärmen während der Aufheiz-, Transport- und Umformphase

Die spezifische Wärme ist abhängig von den Temperaturen, der spezifischen Wärmekapazität, der Dichte und der Dicke des Laminates und kann mit folgender Formel errechnet werden:

$$q = c_p \cdot \rho \cdot d \cdot \Delta T = c_p \cdot \rho \cdot d \cdot (T_2 - T_1) \quad (\text{Gl. 5.13})$$

mit

d	Laminatdicke
ΔT	Temperaturdifferenz
T_1	Starttemperatur
T_2	Endtemperatur

Die Ermittlung der Fügewärmen erfolgt über die experimentell gemessenen Temperaturen exakter als deren Berechnung über die Strahlung, Konvektion und Konduktion. Bei der Berechnung werden keine stochastischen Störgrößen berücksichtigt, wie z.B. langsamere Strahlererwärmung, Luftzug, u.s.w..

Bei der Verwendung experimentell ermittelter Temperaturen werden diese systematischen Fehler vermieden.

In den Bildern 5.4 und 5.5 sind für das glasfaserverstärkte Polypropylen und das glas/kohlenstofffaserverstärkte Polyamid 12 die Zugscherfestigkeitswerte den spezifischen Fügewärmen gegenübergestellt. Dabei wurden die Fügewärmen nach Gleichung 5.13 ermittelt. Dazu wurde das Verstärkungsblech geteilt und die Wärme in dem unteren und oberen Bereich ermittelt. Dies ist notwendig, da das Verstärkungsblech nicht homogen erwärmt wird, sondern wegen der einseitigen Erwärmung ein Temperaturprofil besitzt.

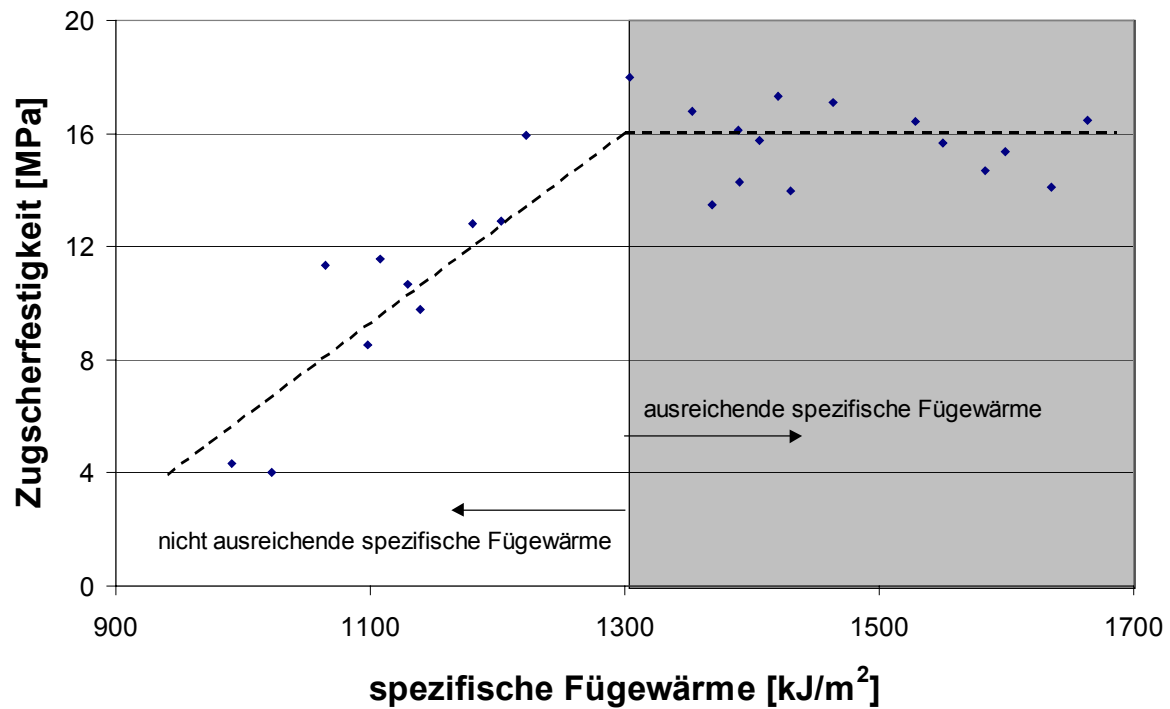


Bild 5.4: Zugscherfestigkeit vs spezifischer Fügewärme, GF/PP

Der Anstieg der Zugscherfestigkeit mit steigender spezifischer Wärme ist deutlich zu erkennen. Ab einer spezifischen Wärme von etwa 1.300 kJ/m^2 läuft die Zugscherfestigkeit gegen einen konstanten Wert, was hier die kritische spezifische Fügewärme für GF/PP darstellt. Unterhalb der kritischen spezifischen Fügewärme findet keine oder nur eine unzureichende Anbindung in der Fügezone statt. Über den kritischen Punkt hinaus ist keine Festigkeitssteigerung mehr zu erwarten.

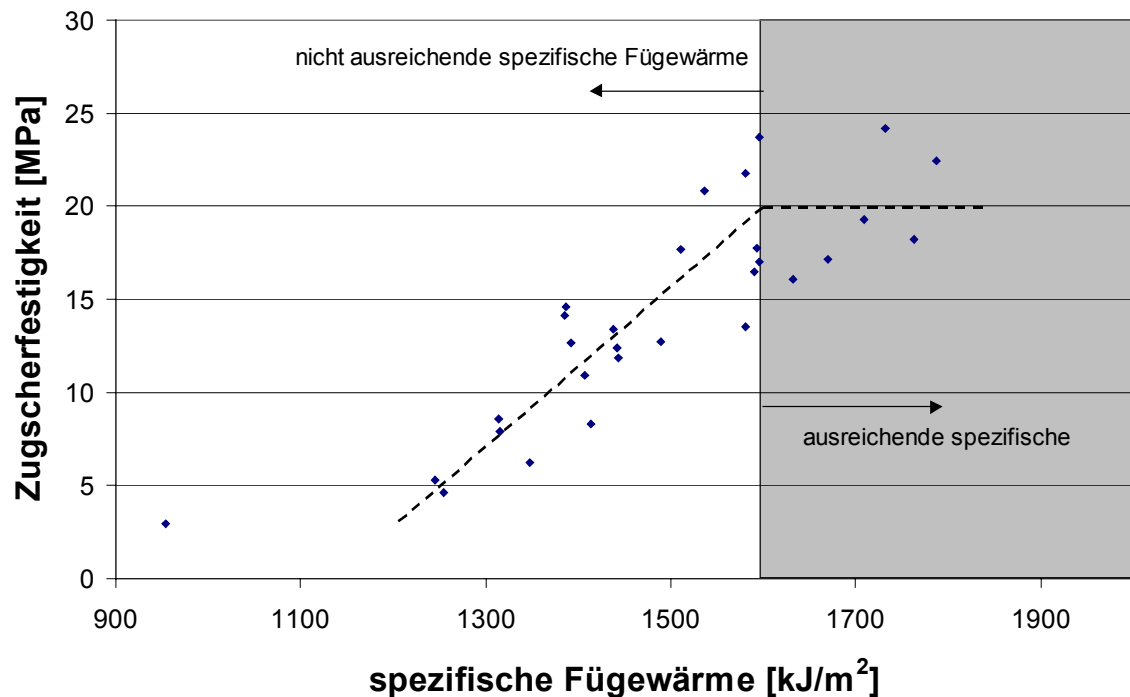


Bild 5.5: Zugscherfestigkeit vs spezifischer Fügewärme, CF/GF/PA12

In Bild 5.5 ist die kritische spezifische Fügewärme des CF/GF/PA12 bei 1.600 kJ/m² zu sehen. Der höhere Wert gegenüber dem GF/PP ist mit der höheren Kristallitschmelztemperatur zu erklären.

In den folgenden Bildern 5.6 und 5.7 sind die zu- und abgeführten spezifischen Wärme für die Organoblech- und Verstärkungsbleche bei der kritischen Fügewärme dargestellt.

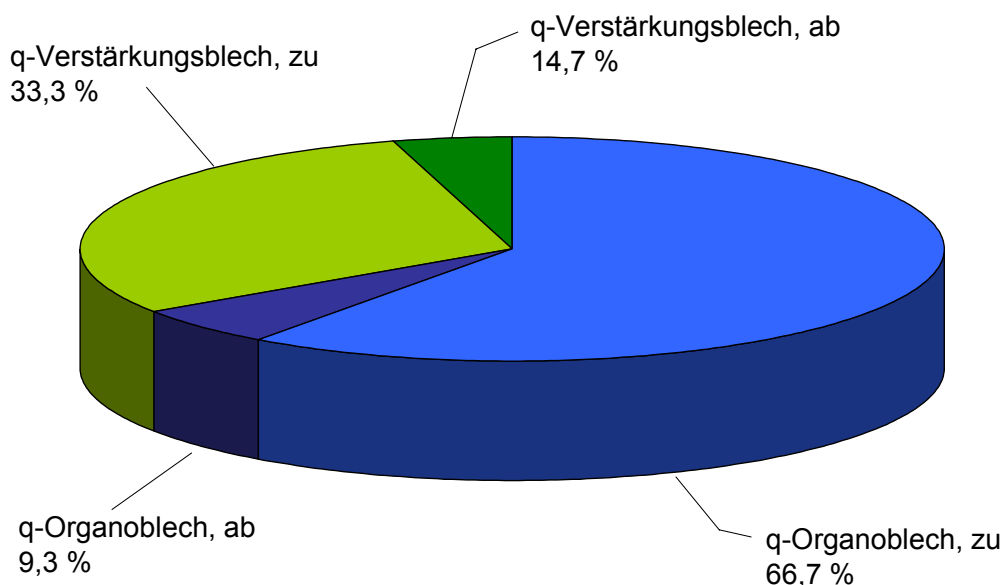


Bild 5.6: Zu- und abgeführte spezifische Wärme für die Organo- und Verstärkungsbleche, GF/PP

Die zugeführte spezifische Wärme des Organobleches (66,7 %) beim GF/PP, bezogen auf die gesamt eingebrachte spezifische Wärme, dominiert gegenüber der des Verstärkungsbleches (33,3 %), wobei auf dessen Wärmezufuhr nicht verzichtet werden kann. Die abgeführte spezifische Wärme liegt bei 14,7 bzw. 9,3 %, bezogen auf die zugeführte Energie, und ist somit nicht zu vernachlässigen. Eine schnelle Transport- und Umformphase verringert den Verlustanteil und kann dadurch wiederum helfen, die maximalen Aufheiztemperaturen zu reduzieren.

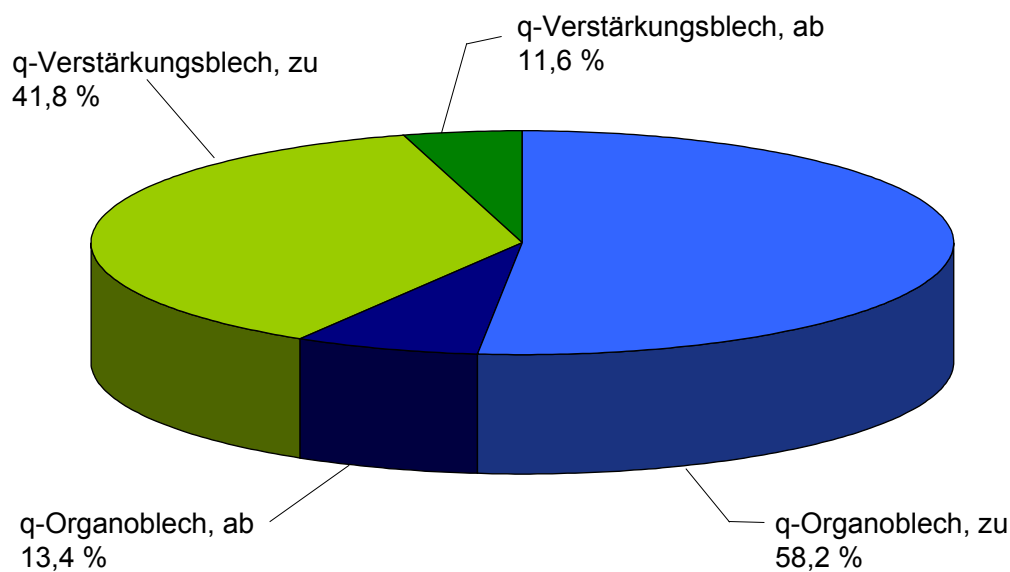


Bild 5.7: Zu- und abgeführte spezifische Wärmen für die Organo- und Verstärkungsbleche, CF/GF/PA12

Der Einfluss des Organobleches bei der Einbringung der spezifischen Wärme sinkt beim CF/GF/PA12. Hier liegt der Anteil nur noch bei 58,2 %. Die abgeführten spezifischen Wärmeanteile liegen auch hier mit 11,6 bzw. 13,4 % relativ hoch.

Die kritische spezifische Fügewärme kann aus Gleichung 5.12 wie folgt dargestellt werden:

$$q_{F,krit} = \rho \cdot \left[c_{pOB} \left| \frac{T_{OB1} + T_{OB2}}{RT} \right|^2 \cdot d_{OB} \cdot (T_{OB2} - T_{OB1}) + c_{pVB} \left| \frac{T_{VB1} + T_{VB2}}{RT} \right|^2 \cdot d_{VB} \cdot (T_{VB-m} - T_{VB1}) \right] \quad (\text{Gl. 5.14})$$

mit

$q_{F,krit}$	kritische spezifische Wärme
T_{OB1}	Anfangstemperatur, Organoblech
T_{OB2}	Endtemperatur, Organoblech
T_{VB1}	Anfangsoberflächentemperatur, Verstärkungsblech
T_{VB2}	Endtemperatur, Verstärkungsblech
T_{VB-m}	gemittelte Temperatur, Verstärkungsblech

Dabei sind bei den Temperaturen der Bleche die Anfangs- und Endwerte einzusetzen. Die Anfangstemperaturen entsprechen den ursprünglichen Startwerten, die Endwerte entsprechen den Temperaturen der Bleche kurz vor der Fügung, also nach der Abkühlung während des Transportes und der Umformung. Zur Vereinfachung wird davon ausgegangen, dass die Wärmezufuhr in der Summe dieselbe ist, wenn man ein Laminat auf eine Temperatur T erwärmt oder das Laminat auf eine Temperatur $T + \Delta T$ erwärmt und anschließend um ΔT wieder abkühlt.

Da das Verstärkungsblech nicht homogen dieselbe Temperatur besitzt, sondern man von einer linearen Temperaturverteilung im Innern ausgehen kann, ist mit T_{VB-m} in Gleichung 5.14 nicht die Verstärkungsblechtemperatur an der Oberseite, sondern die gemittelte Verstärkungsblechtemperatur definiert, siehe Bild 5.8.

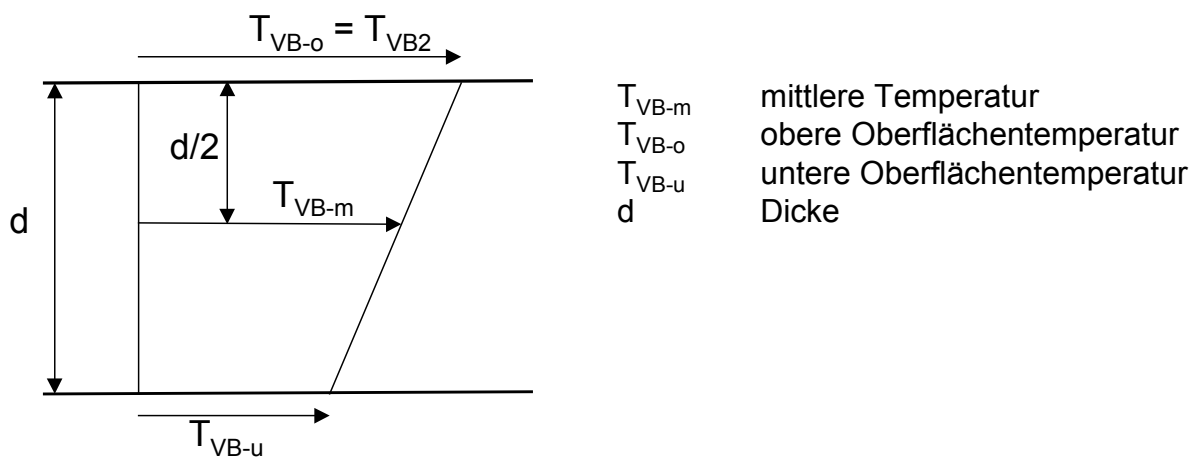


Bild 5.8: Temperaturverlauf im Verstärkungsblech

Durch die Gleichungen 5.15 und 5.16 kann der Wärmestrom bzw. der spezifische Wärmestrom von Laminaten berechnet werden:

$$\dot{Q} = \frac{\lambda}{d} \cdot A \cdot (T_{VB-o} - T_{VB-u}), \quad (\text{Gl. 5.15})$$

mit

\dot{Q}	Wärmestrom
λ	Wärmeleitfähigkeit
A	Fläche
T_{VB-o}	obere Verstärkungsblechtemperatur
T_{VB-u}	untere Verstärkungsblechtemperatur

$$\dot{q} = \frac{\lambda}{d} \cdot (T_{VB-o} - T_{VB-u}) \quad (\text{Gl. 5.16})$$

mit

\dot{q}	spezifischer Wärmestrom
-----------	-------------------------

Aus Gleichung 5.16 lässt sich durch Umstellen die untere Oberflächentemperatur des Verstärkungsbleches ableiten, siehe Bild 5.8:

$$T_{VB-u} = T_{VB-o} - \frac{\dot{q}}{\lambda} \cdot d \quad (\text{Gl. 5.17})$$

Zur Ermittlung der mittleren Temperatur T_{VB-m} muss nur der Weg, also die Dicke d halbiert werden:

$$T_{VB-m} = T_{VB-o} - \frac{\dot{q}}{\lambda} \cdot \frac{d}{2} \quad (\text{Gl. 5.18})$$

Da die kritische spezifische Fügewärme für die verwendeten Materialien bekannt ist, kann Gleichung 5.14 unter Berücksichtigung der Gleichung 5.18 nach der Endtemperatur des Verstärkungsbleches umgestellt werden:

$$T_{VB2} = T_{VB-o} = \frac{1}{c_{pVB} \left| \frac{T_{VB1} + T_{VB2}}{RT} \right|^2 \cdot d_{VB}} \left[\frac{q_{F,krit}}{\rho} - c_{pOB} \left| \frac{T_{OB1} + T_{OB2}}{RT} \right|^2 \cdot d_{OB} \cdot (T_{OB2} - T_{OB1}) \right] + \frac{\dot{q} \cdot d_{VB}}{2 \cdot \lambda} + T_{VB1} \quad (\text{Gl. 5.19})$$

Bei Variation der Endtemperatur des Organobleches ergibt sich für GF/PP folgende Orientierungsgerade in Bild 5.9.

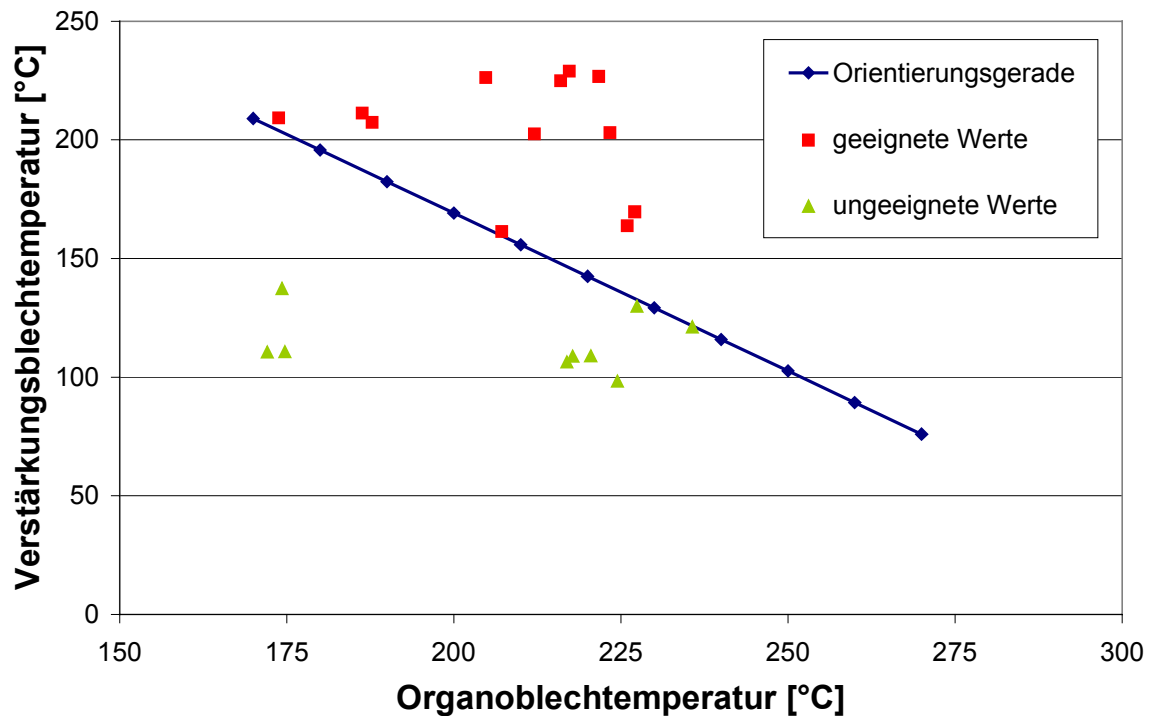


Bild 5.9: Verstärkungsblechtemperatur vs Organoblechtemperatur: GF/PP

Die Orientierungsgerade trennt das Diagramm in Zonen mit guten und mit schlechten Fügenahtqualitäten, bzw. Zugscherfestigkeitswerten. Der Vergleich mit den experimentellen Untersuchungen zeigt sehr gute Übereinstimmung. Die Proben, die die Markierungen (Dreiecke) unterhalb der Orientierungsgerade darstellen, ergeben keine oder nur ungenügende Anbindungen und damit schlechte Zugscherfestigkeitswerte. Die Quadrate, die oberhalb der Orientierungsgeraden liegen, repräsentieren Proben mit guten Zugscherfestigkeitswerten. Aus Bild 5.9 ist deutlich zu erkennen, dass ab einer Organoblechtemperatur von 175 °C eine gute Fügenaht erhalten werden kann. Liegt die Organoblechtemperatur darunter, muss die Verstärkungsblechtemperatur deutlich ansteigen. Aus diesem Grund ist möglichst eine hohe Umformtemperatur für das Organoblech zu wählen, welche sowieso zur Viskositätsminderung, und damit zur Vereinfachung der Gewebescherung, größtmöglich gesetzt wird. Ab einer Organoblechtemperatur von 200 °C reicht eine Verstärkungsblechtemperatur von 170 °C aus, um gute Fügenahtqualitäten zu erhalten. Bei steigender Organoblechtemperatur sinkt die benötigte Verstärkungsblechtemperatur. Eine Erhöhung der Organoblechtemperatur auf einen extrem hohen Wert, damit die Verstärkungsblechtemperatur das Niveau des Werkzeugs erreicht, ist leider wegen des thermisch-oxidativen Abbaues des Matrixmaterials nicht möglich. Eine separate Erwärmung des Verstärkungsbleches ist unumgänglich.

In Bild 5.10 ist die berechnete Orientierungsgerade für das CF/GF/PA12 dargestellt.

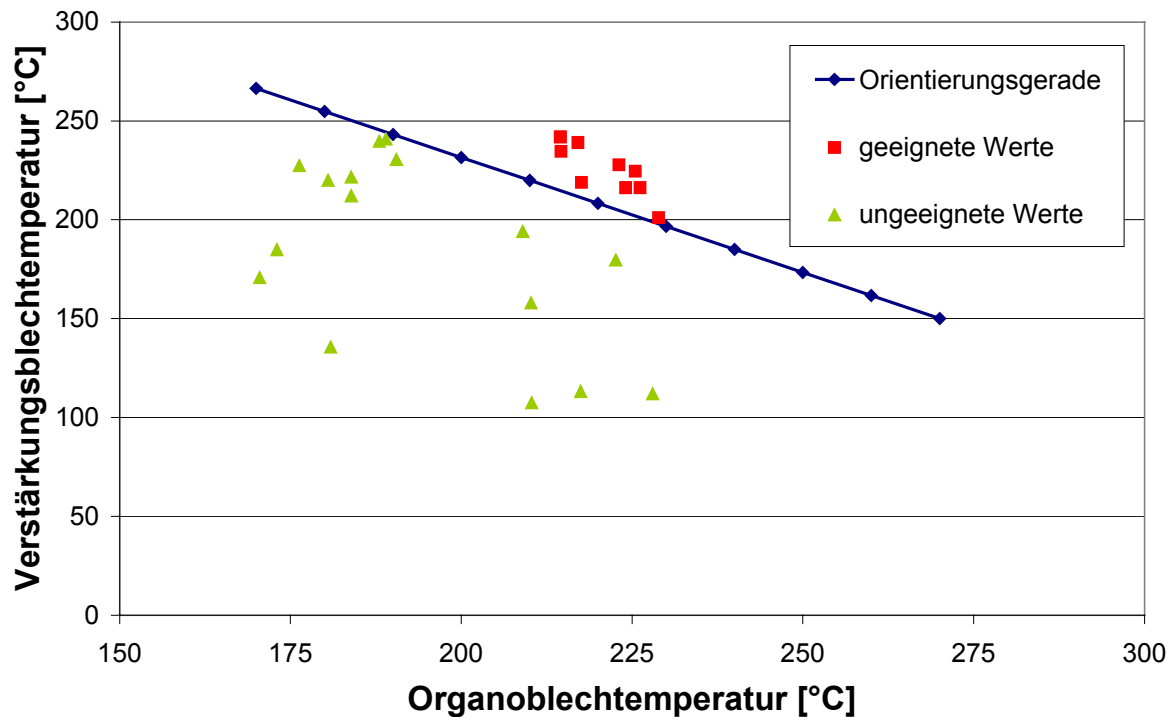


Bild 5.10: Verstärkungsblechtemperatur vs Organoblechtemperatur: CF/GF/PA12

Auch hier zeigt das Bild eine gute Übereinstimmung zwischen der berechneten Orientierungsgeraden und den experimentellen Ergebnissen. Aus Bild 5.10 ist zu entnehmen, dass für das CF/GF/PA12 erst ab einer Organoblechtemperatur von 220 °C eine gute Fügenaht vorliegt. Bei einer Organoblechtemperatur von nur 190 °C müsste die Verstärkungsblechtemperatur bei 240 °C liegen, was eine noch höhere maximale Aufheiztemperatur bedeuten würde. Bei Aufheiztemperaturen über 270 °C von CF/GF/PA12 besteht aber die Gefahr eines thermisch-oxidativen Abbaues des Polymers. Bei einer Organoblechtemperatur von 220 °C reicht eine Verstärkungstemperatur von ebenfalls 220 °C aus, um hohe Zugscherfestigkeitswerte zu erreichen.

5.3 Berechnung der spezifischen Fügewärme und Prozesstemperaturen von anderen Polymeren

Zur Vorhersage der Prozesstemperaturen anderer Polymere werden folgende Informationen benötigt:

- die spezifische Fügewärme q_F ,
- die spezifische Wärmekapazität c_p ,
- der spezifische Wärmestrom \dot{q} ,
- die Wärmeleitfähigkeit λ ,
- die Fügetemperatur des Organobleches T_{OB2} ,
- die Starttemperatur des Organobleches T_{OB1} und
- die Starttemperatur des Verstärkungsbleches T_{VB1} .

Im Weiteren wird auf die Eingangsgrößen eingegangen und deren Ermittlung demonstriert. Für einige Thermoplaste sind die Eingangsgrößen gegeben.

5.3.1 Starttemperaturen des Organo- und des Verstärkungsbleches

Die Organoblechtemperatur liegt leicht über Raumtemperatur zwischen 40 und 50 °C, wobei dies auch von der Prozesswärme der Anlage abhängt. Die Starttemperatur des Verstärkungsbleches hängt von der Werkzeugtemperatur ab, die dem umzuformenden Polymer angepasst wird. Eine Auswahl an Polymeren und deren Werkzeugtemperaturen sowie die Starttemperatur des Verstärkungsbleches sind in Tabelle 5.3 aufgelistet.

Tabelle 5.3: Richtwerte der Starttemperaturen der Verstärkungsbleche für verschiedene faserverstärkte Polymere

Polymer		Fasergehalt [Vol%]	Werkzeugtemperatur [°C]	Starttemperatur [°C]
Polypropylen	GF/PP	35	90	70
Polyamid 12	CF/GFPA12	50	100	80
Polyamid 6	GF/PA6	50	130	100
Polyamid 66	GF/PA66	47	150	120
Polyethylen-terephthalat	GF/PET	50	130	95
Polycarbonat	GF/PC	50	130	100

Die Starttemperatur erreicht nicht den Wert der Werkzeugtemperatur, da durch die Strahlung und die Konvektion des Laminates Wärme an die Umgebung abgegeben wird. Die Einlegedauer bis zum Aufheizen hat ebenfalls sehr großen Einfluss. Ab Einlegezeiten von 30 s erreichen die Lamine nahezu ihren maximalen Wert, siehe Tabelle 5.3.

5.3.2 Fügetemperatur des Organobleches

Die Fügetemperatur des Organobleches entspricht der Temperatur, die das Organoblech kurz vor dem Kontakt mit dem Verstärkungsblech besitzt, also die Aufheiztemperatur nach der Abkühlung durch Strahlung, Konvektion und Konduktion in der Transport- und Umformphase. Die Fügetemperatur liegt somit immer unter der maximalen Aufheiztemperatur. Das Maß der Abkühlung ist von der Umgebungstemperatur und besonders von der Transport- und Umformgeschwindigkeit abhängig. Daher sollten der Transport und die Umformung möglichst schnell vollzogen werden, um die Abkühlung zu minimieren. Da die Fügetemperatur anlagenabhängig ist, können in Tabelle 5.4 nur Richtwerte für die in dieser Arbeit benutzte Anlage angegeben werden. Die Transport- und Umformphase betrug hier ca. 4 s.

Tabelle 5.4: Richtwerte für die Fügetemperatur des Organobleches

Polymer		Fasergehalt [Vol%]	Aufheiz- temperatur [°C]	Fügetemperatur [°C]
Polypropylen	GF/PP	35	230	200
Polyamid 12	CF/GFPA12	50	240	220
Polyamid 6	GF/PA6	50	270	250
Polyamid 66	GF/PA66	47	310	290
Polyethylen- terephthalat	GF/PET	50	300	280
Polycarbonat	GF/PC	50	300	280

5.3.3 Wärmeleitfähigkeit

Die Wärmeleitfähigkeit kann für faserverstärkte Kunststoffe nach den Gleichungen 5.7 und 5.8 bestimmt werden. Da hier nur die Wärmeleitfähigkeit in Dickenrichtung des Laminates interessiert, muss die zweite Gleichung angewendet werden.

In Tabelle 5.5 sind Wärmeleitfähigkeitswerte für verschiedene glasfaserverstärkte Thermoplaste dargestellt.

Tabelle 5.5: Wärmeleitfähigkeit für verschiedene faserverstärkte Polymere

Polymer		Fasergehalt [Vol%]	Laminatdicke [mm]	Wärmeleitfähigkeit [W/mK]
Polypropylen	GF/PP	35	2	0,32
Polyamid 12	CF/GFPA12	50	2	0,49
Polyamid 6	GF/PA6	50	1	0,51
Polyamid 66	GF/PA66	47	2	0,44
Polyethylen-terephthalat	GF/PET	50	1,2	0,51
Polycarbonat	GF/PC	50	1	0,41

5.3.4 Spezifischer Wärmestrom

Der spezifische Wärmestrom kann mit Gleichung 5.16 berechnet werden. Da der Wärmestrom von der Dicke des Laminates abhängt, sind in Tabelle 5.6 für bestimmte Laminatdicken und Polymere einige Werte beispielhaft angegeben.

Tabelle 5.6: Spezifischer Wärmestrom für verschiedene faserverstärkte Polymere

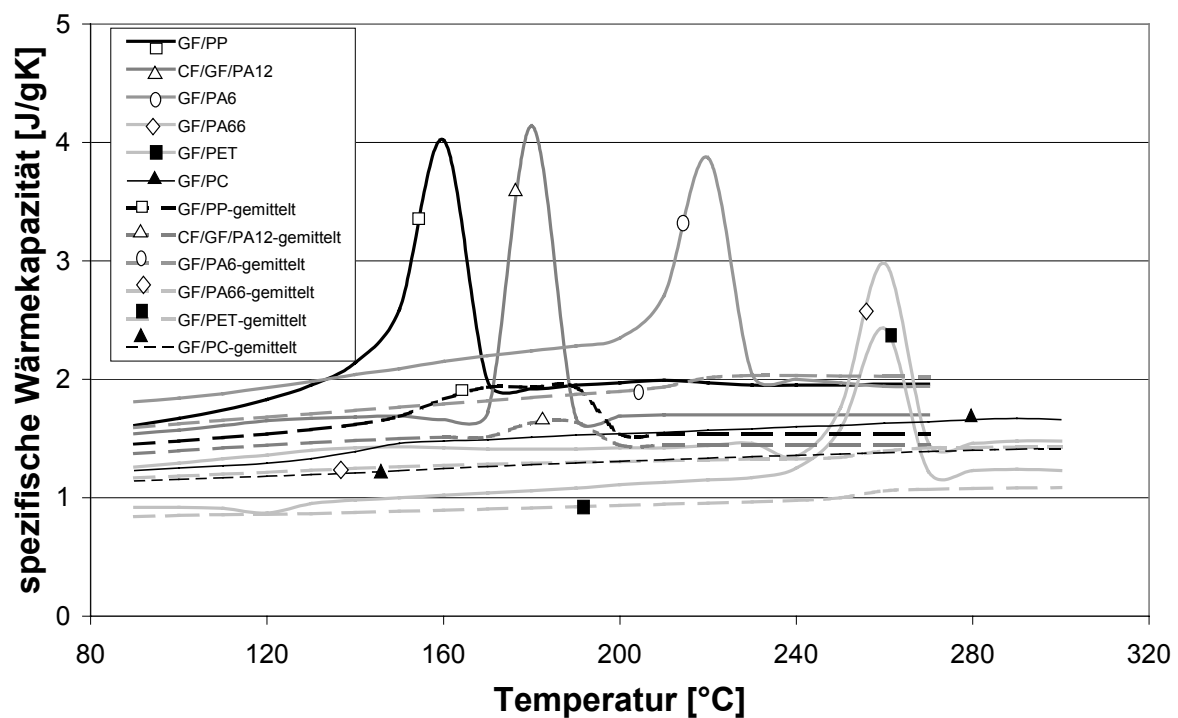
Polymer		Fasergehalt [Vol%]	Laminatdicke [mm]	Spezifischer Wärmestrom [W/m ²]
Polypropylen	GF/PP	35	2	14.400
Polyamid 12	CF/GFPA12	50	2	14.210
Polyamid 6	GF/PA6	50	1	43.350
Polyamid 66	GF/PA66	47	2	13.200
Polyethylen-terephthalat	GF/PET	50	1,2	27.625
Polycarbonat	GF/PC	50	1	41.000

5.3.5 Spezifische Wärmekapazität

Die spezifische Wärmekapazität ist mittels DSC einfach zu ermitteln (siehe auch Kapitel 5.1.2). Wegen der Temperaturabhängigkeit der spezifischen Wärmekapazität muss diese über die Temperatur gemittelt werden. Die in Tabelle 5.7 angegebenen Richtwerte sind auf die hier angegebene Fügetemperatur gemittelt und können bei Verwendung anderer Fügetemperaturen abweichen, siehe Bild 5.11.

Tabelle 5.7: Richtwerte der spezifischen Wärmekapazität für verschiedene faserverstärkte Polymere

Polymer		Fasergehalt [Vol%]	Fügetemperatur [°C]	gemittelte spezifische Wärmekapazität [J/gK]
Polypropylen	GF/PP	35	200	1,5
Polyamid 12	CF/GFPA12	50	220	1,4
Polyamid 6	GF/PA6	50	250	2,0
Polyamid 66	GF/PA66	47	290	1,4
Polyethylen- terephthalat	GF/PET	50	280	1,1
Polycarbonat	GF/PC	50	280	1,4

**Bild 5.11: Spezifische Wärmekapazitäten in Abhängigkeit der Temperatur für verschiedene faserverstärkte Polymere sowie deren auf die Raumtemperatur bezogen gemittelten Werte**

5.3.6 Spezifische Fügewärme

Um die spezifische Fügewärme für die verschiedenen Polymere zu berechnen, müssen die ermittelten Werte aus den Tabellen 5.3 bis 5.7 in folgende Formel eingesetzt werden:

$$q_F = \rho \cdot \left[c_{pOB} \left| \frac{T_{OB1} + T_{OB2}}{RT} \right|^2 \cdot d_{OB} \cdot (T_{OB2} - T_{OB1}) + c_{pVB} \left| \frac{T_{VB1} + T_{VB2}}{RT} \right|^2 \cdot d_{VB} \cdot \left(T_{VB2} - T_{VB1} - \frac{\dot{q} \cdot d_{VB}}{2 \cdot \lambda} \right) \right] \quad (\text{Gl. 5.20})$$

Die für die ausgewählten Polymere errechneten spezifischen Fügewärmen sind in Tabelle 5.8 zusammengefasst.

Tabelle 5.8: Richtwerte für die spezifischen Fügewärmen für verschiedenen faserverstärkte Polymere

Polymer		Fasergehalt [Vol%]	Dichte [g/cm ³]	Fügetemperatur [°C]	Spezifische Fügewärme [kJ/m ²]
Polypropylen	GF/PP	35	1,5	185	1.300
Polyamid 12	CF/GFPA12	50	1,98	220	1.580
Polyamid 6	GF/PA6	50	1,87	250	2.435
Polyamid 66	GF/PA66	47	1,91	290	2.060
Polyethylen- terephthalat	GF/PET	50	1,98	280	1.710
Polycarbonat	GF/PC	50	1,91	280	1.985

Die steigende spezifische Fügewärme der unterschiedlichen, faserverstärkten Polymere für gute Fügenähte liegt zu einem großen Teil an den höheren Fügetemperaturen, den unterschiedlichen spezifischen Wärmekapazitäten der Polymere und an den unterschiedlichen Laminatdicken.

5.3.7 Orientierungsgeraden für verschiedene Polymere

Für die Voraussage der benötigten Temperaturen der Organo- und Verstärkungsbleche beim Umformen und Fügen in einem Prozessschritt liegen alle nötigen Basiswerte vor. Das Ergebnis ist in Bild 5.12 dargestellt, in dem die unterschiedlichen Polymere mit ihren Orientierungsgeraden aufgetragen sind.

Die zu verwendenden Temperaturen sollten oberhalb der jeweiligen Orientierungsgerade entnommen werden. Werden Werte verwendet, die unterhalb der jeweiligen Geraden liegen, kann nicht von einer guten Fügenaht ausgegangen werden. Die Orientierungsgeraden und damit die vorgeschlagenen Fügetemperaturen sind im großen Maße von den Schmelztemperaturen der Polymere abhängig, siehe Bild 5.12.

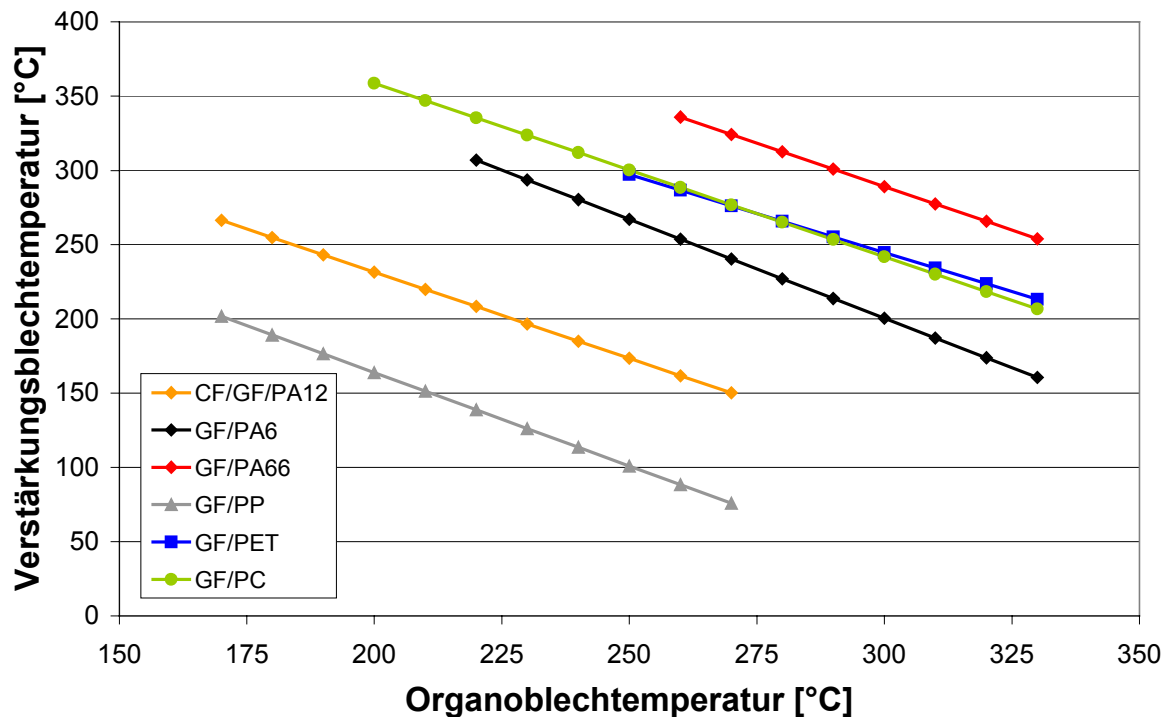


Bild 5.12: Orientierungsgeraden der Fügetemperaturen für die verschiedenen faserverstärkte Polymere

Die Organoblechtemperaturen der Orientierungsgeraden enden bei Temperaturen, bei denen eine starke Degradation, d.h. ein thermo-oxidativer Abbau des Matrixpolymers, zu erwarten ist. Eine weitere Aufheizung über diese Temperatur führt zur Schädigung des oberflächennahen Polymers. Dadurch wird eine optimale Fügenahtqualität verhindert.

Eine exakte Degradationstemperatur kann nicht angegeben werden, da die Polymerschädigung neben der Erwärmungstemperatur auch von der Erwärmungsdauer und der Atmosphäre abhängt.

6 Experimentelle Untersuchungen

Die theoretisch entwickelten Prozessparameter werden in diesem Kapitel mit experimentell ermittelten Werten verifiziert. Zusätzlich werden diejenigen Prozessparameter, die nicht durch eine thermodynamische Untersuchung vorhersagbar sind, wie Prozessdruck und matrixreiche Fügefläche, untersucht.

6.1 Organoblechtemperatur

Die Organoblechtemperatur wird hier aus wissenschaftlichen Gründen untersucht, da für die Umformung von Organoblechen Richtwerte betreffend ihrer Aufheiztemperaturen bereits bestehen. Die Aufheiztemperatur muss hoch genug gewählt werden, um eine Gewebescherung und damit einer Matrixverdrängung zu gewährleisten. Einige Richtwerte für die einzelnen sind in der folgenden Tabelle 6.1 aufgelistet.

Tabelle 6.1: Richtwerte für die Organoblechtemperatur unterschiedlicher Polymere

Polymer		Fasergehalt [Vol%]	Kristallit- schmelz- temperatur [°C]	Aufheiz- temperatur [°C]	Rekristalli- sations- tempertur [°C]	Werkzeugtem- peratur [°C]
Polypropylen	GF/PP	35	163	230	115	90
Polyamid 12	CF/GFPA12	50	182	240	150	100
Polyamid 6	GF/PA6	50	222	270	185	130
Polyamid 66	GF/PA66	47	264	310	229	150
Polyethylen- terephthalat	GF/PET	50	258	300	200	130
Polycarbonat	GF/PC	50	140*	300	134*	130

* Glasübergangstemperatur

Die Kristallitschmelz- und Rekristallisationstemperaturen wurden mittels Differential Scanning Calorimetrie (DSC) ermittelt. Die Aufheiz- und Abkühlrate betrug jeweils 10 °C/min. Das Polycarbonat besitzt als amorpher Thermoplast keine Kristallitschmelz- oder Rekristallisationstemperatur, sondern eine Glasübergangstemperatur.

In den Bildern 6.1 und 6.2 sind die Ergebnisse der Biegeversuche dargestellt. Die Biegeproben wurden mit einem Fügedruck von 30 bar und einer Presszeit von 60 s hergestellt.

Die Verstärkungsblechtemperaturen des GF/PP wurden auf 220 bzw. auf 170 °C konstant gehalten (Bild 6.1). In dem dargestellten Temperaturbereich sind keine signifikanten Änderungen der Eigenschaften festzustellen. Die Ausgangsmaterialwerte sind an den Ordinaten aufgetragen. Die Biegemodulwerte werden erreicht. Die Biegefestigkeitswerte liegen leicht unter den Halbzeugwerten.

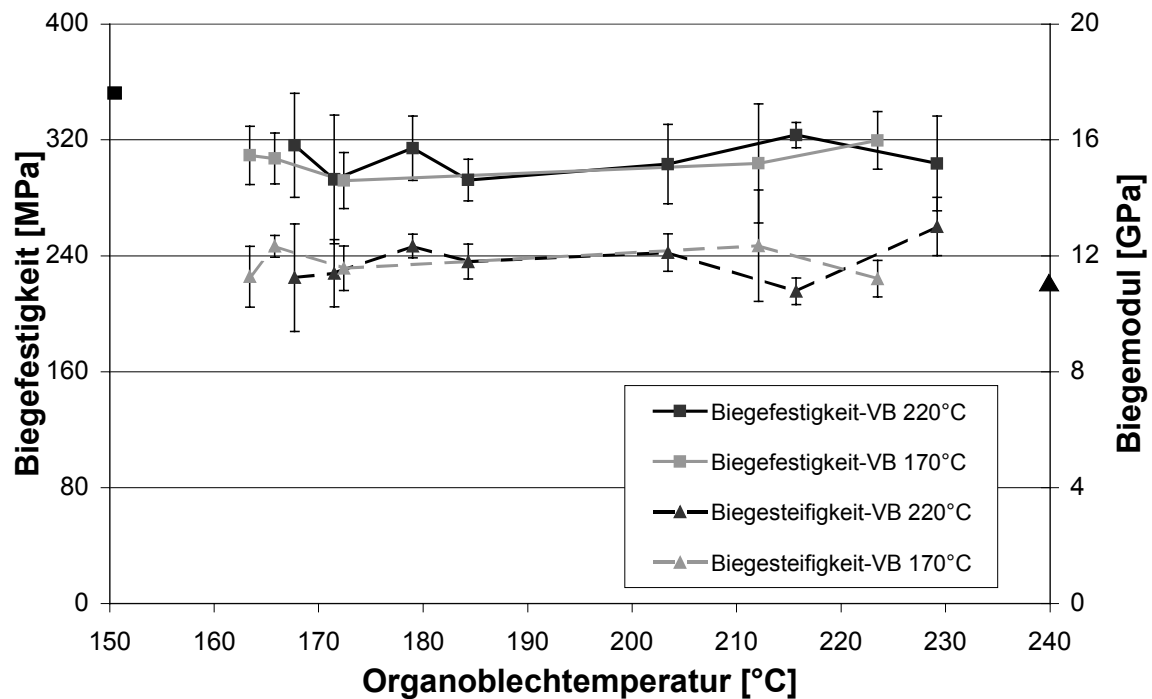


Bild 6.1: Biegeversuch bei Variation der Organoblechtemperatur, GF/PP

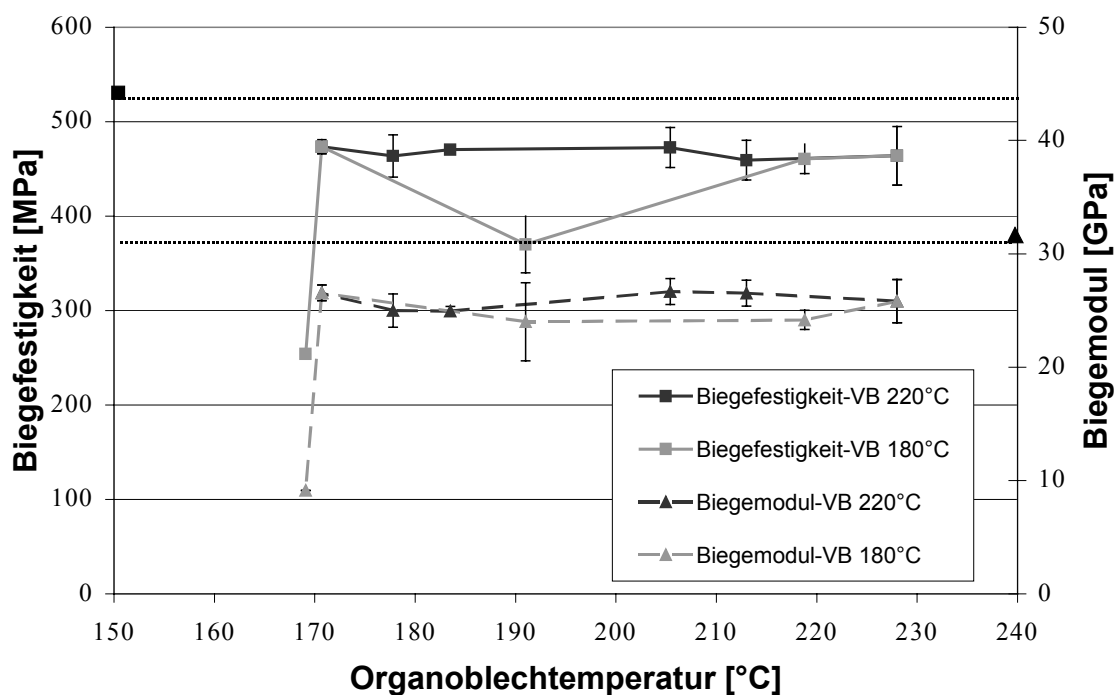


Bild 6.2: Biegeversuch bei Variation der Organoblechtemperatur, CF/GF/PA12

Die Verstärkungsblechtemperaturen des CF/GF/PA12 wurden auf 220 bzw. auf 180 °C konstant gehalten. Im Gegensatz zum Polypropylen ist beim Polyamid eine Mindesttemperatur beim Organoblech von 170 °C nötig, darüber ist dann ein konstantes Niveau zu erwarten. Die Biegemodul- und Biegefestigkeitswerte liegen beim CF/GF/PA12 unter den Halbzeugwerten.

In Bildern 6.3 und 6.4 sind die Ergebnisse des Zugscherversuches dargestellt.

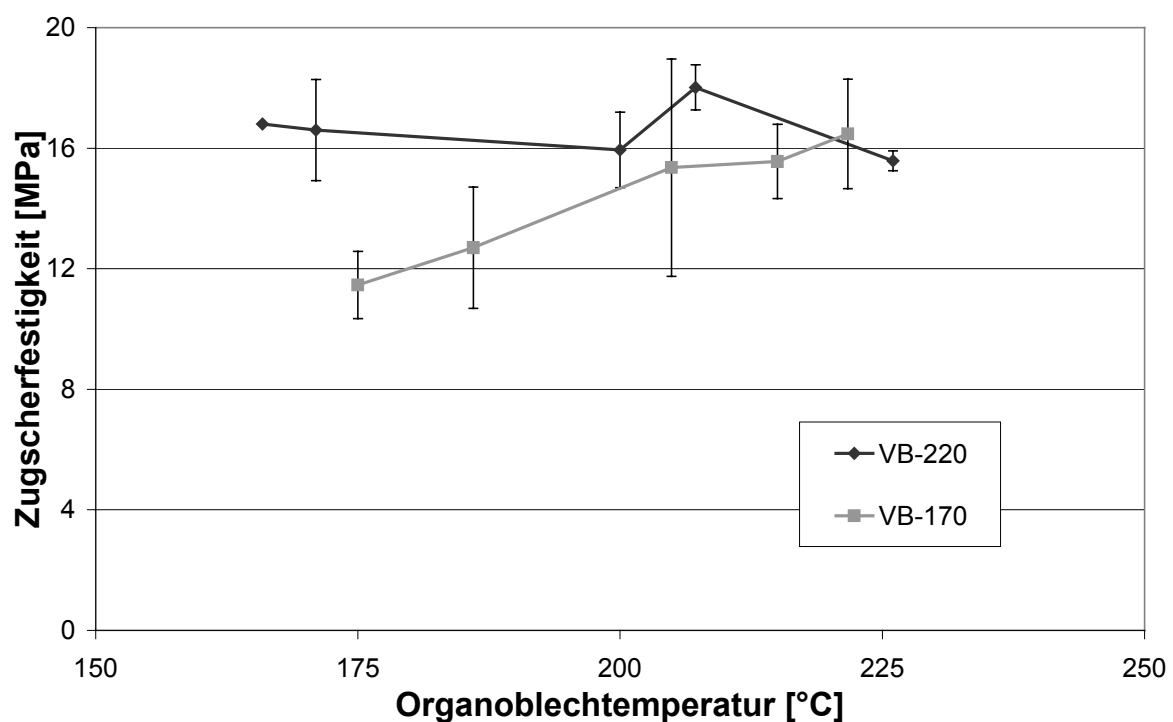


Bild 6.3: Zugscherversuch bei Variation der Organoblechtemperatur, GF/PP

Die Verstärkungsblechtemperaturen des GF/PP wurden ebenfalls auf 220 bzw. auf 170 °C konstant gehalten. Bei der Verstärkungsblechtemperatur von 220 °C liegen die Zugscherfestigkeitswerte auf einem konstantem Niveau, wobei bei der niedrigeren Verstärkungsblechtemperatur von 170 °C die Werte mit steigender Organoblechtemperatur ansteigen.

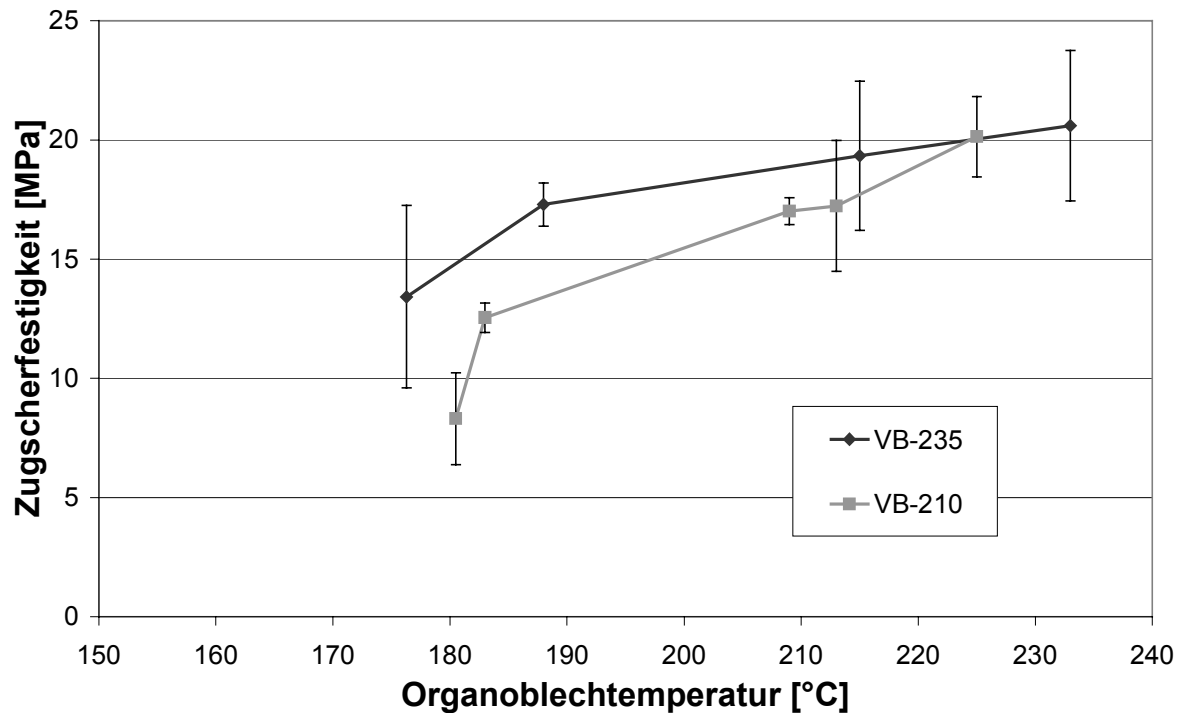


Bild 6.4: Zugscherversuch bei Variation der Organoblechtemperatur, CF/GF/PA12

Die Verstärkungsblechtemperaturen des CF/GF/PA12 wurden auf 235 bzw. auf 180 °C konstant gehalten. Bei beiden Verstärkungsblechtemperaturen sind hier deutlich steigende Zugscherfestigkeitswerte bei steigenden Organoblechtemperaturen festzustellen.

Zwischenfazit: Die Ergebnisse des Biegeversuches sind schwer zu differenzieren, da die Werte etwa auf gleichem Niveau liegen. Frühere Untersuchungen ergaben zwar keine Abhängigkeit der Fügelinie mit der neutralen Lage - beide Lamine sind 2 mm dick - dennoch ist eine Abschätzung der Fügenahtqualität in Abhängigkeit der Organoblechtemperaturen nicht möglich. Dagegen ist bei den Zugscherversuchen eine Abhängigkeit erkennbar. Die Organoblechtemperatur beim Fügen des GF/PP sollte mindestens 200 °C und die des CF/GF/PA12 mindestens 220 °C betragen. Die maximal erreichten Zugscherfestigkeitswerte des GF/PP lagen bei 16 MPa und beim CF/GF/PA12 bei 20 MPa.

6.2 Verstärkungsblechtemperatur

Beim Umformen und Fügen in einem Prozessschritt wurden die Organobleche in der Praxis auf Umformtemperatur (Richtwert) erwärmt. Die Verstärkungsblechtemperatur dagegen ist frei wählbar.

In den Bildern 6.5 und 6.6 sind die Ergebnisse der Biegeversuche dargestellt. Die Proben sind ebenfalls mit einem Fügedruck von 30 bar und einer Presszeit von 60 s hergestellt worden.

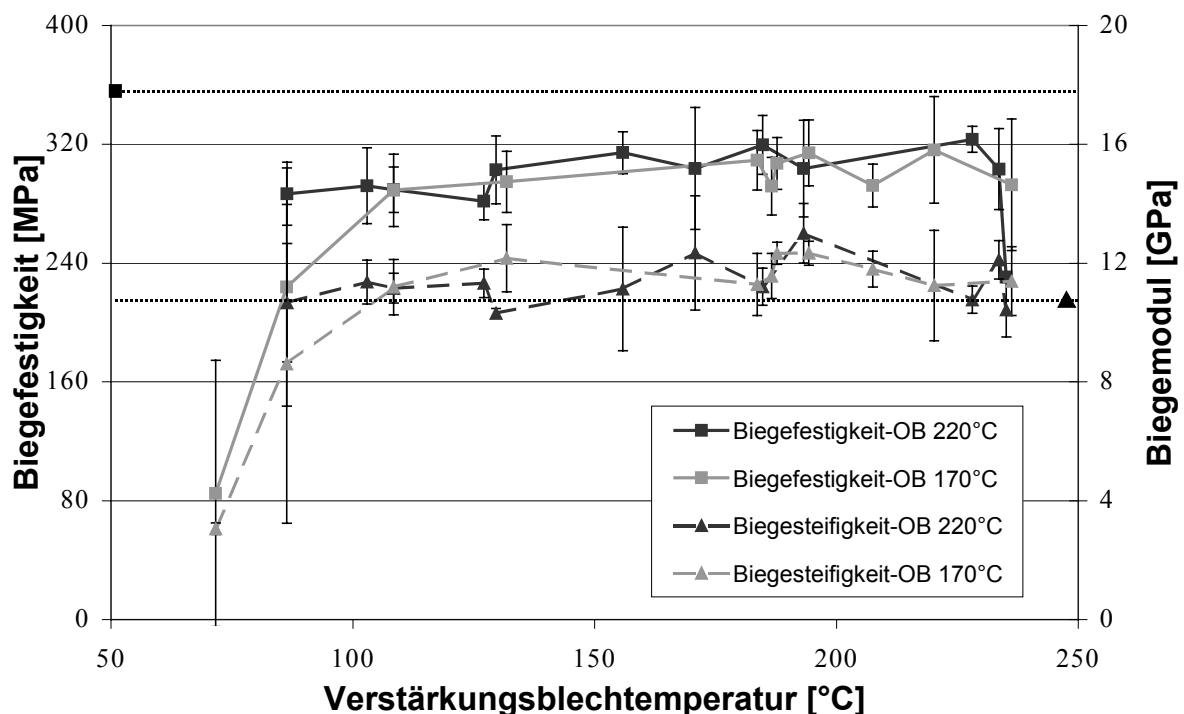


Bild 6.5: Biegeversuch bei Variation der Verstärkungsblechtemperatur, GF/PP

Die Organoblechtemperaturen des GF/PP wurden auf 220 bzw. auf 170 °C konstant gehalten. Die Biegefestigkeits- und -steifigkeitswerte liegen wieder weitgehend auf gleichem Niveau, wobei die Organoblechtemperatur keinen Einfluss besitzt. Auch hier wurden die Biegemodulwerte des Halbzeugs erreicht, während die Biegefestigkeitswerte unterhalb der Festigkeitswerte des Halbzeugs liegen.

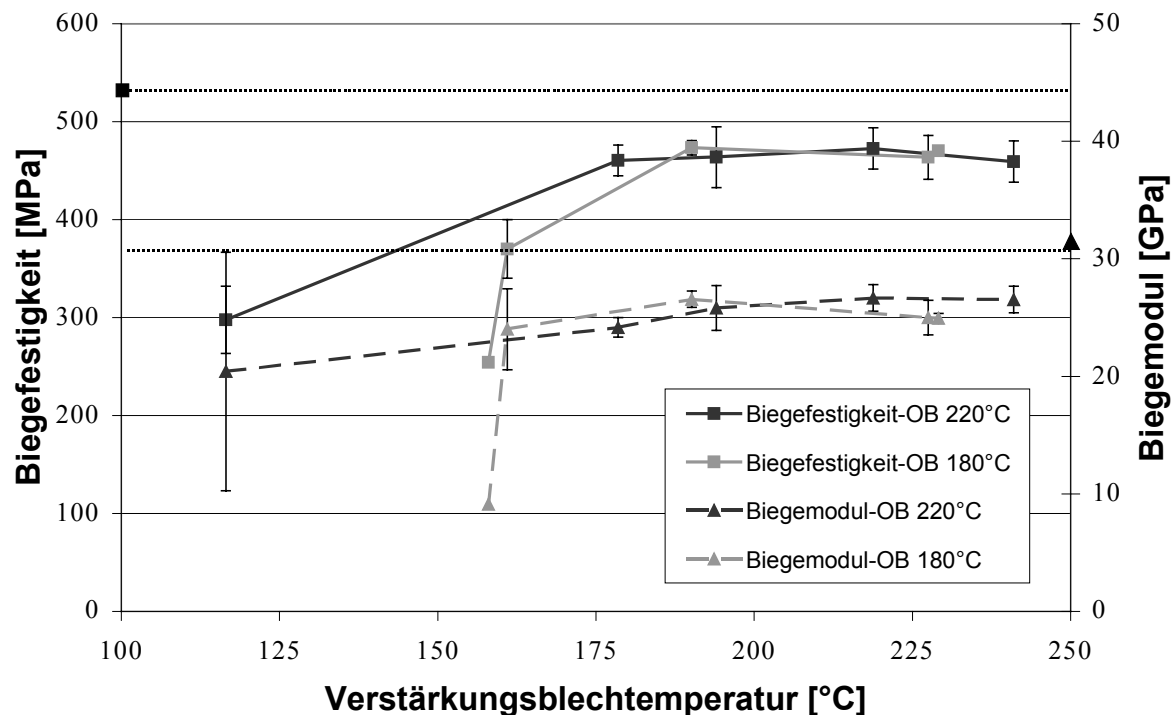


Bild 6.6: Biegeversuch bei Variation der Verstärkungsblechtemperatur, CF/GF/PA12

Die Organoblechtemperaturen des CF/GF/PA12 wurden auf 220 bzw. 180 °C konstant gehalten (Bild 6.6). Diesmal ist ein Anstieg der Biegewerte mit steigender Verstärkungsblechtemperatur festzustellen. Ebenfalls ist ein Unterschied zwischen den konstant gehaltenen Organoblechtemperaturen zu sehen. Mit höherer Organoblechtemperatur wird das Plateau bei niedrigeren Verstärkungstemperaturen erreicht. Die Biegefestigkeits- und -steifigkeitswerte liegen wieder leicht unter den Halbzeugwerten.

In den Bildern 6.7 und 6.8 sind die Ergebnisse der Zugscherversuche dargestellt.

Die Organoblechtemperaturen des GF/PP wurden auf 220 bzw. auf 175 °C konstant gehalten (Bild 6.7). Es ist eine klare Abhängigkeit der Zugscherfestigkeitswerte von der Verstärkungsblechtemperatur festzustellen. Ab einer Verstärkungsblechtemperatur von 180 °C liegt die Zugscherfestigkeit bei 16 MPa, unabhängig davon, welche der beiden Organoblechtemperaturen verwendet wurde. Unterhalb von 180 °C Verstärkungsblechtemperatur liegen die Werte für die höhere Organoblechtemperatur zum Teil deutlich über den Werten der niedrigeren Organoblechtemperatur.

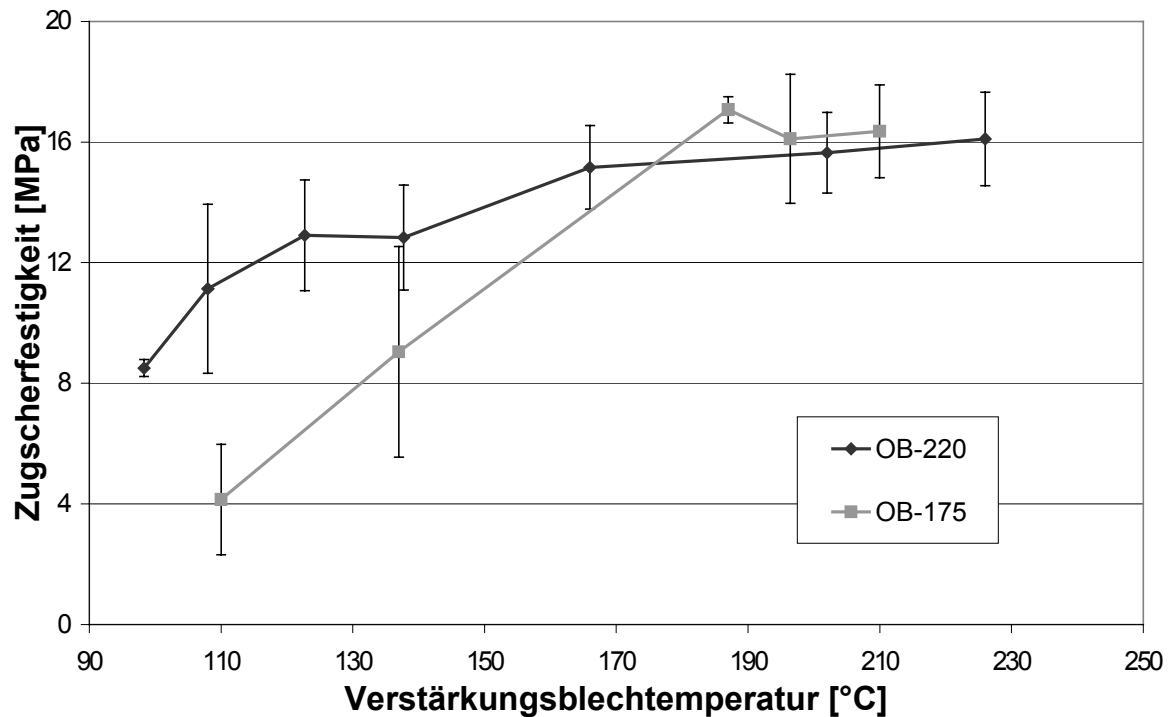


Bild 6.7: Zugscherversuch bei Variation der Verstärkungsblechtemperatur, GF/PP

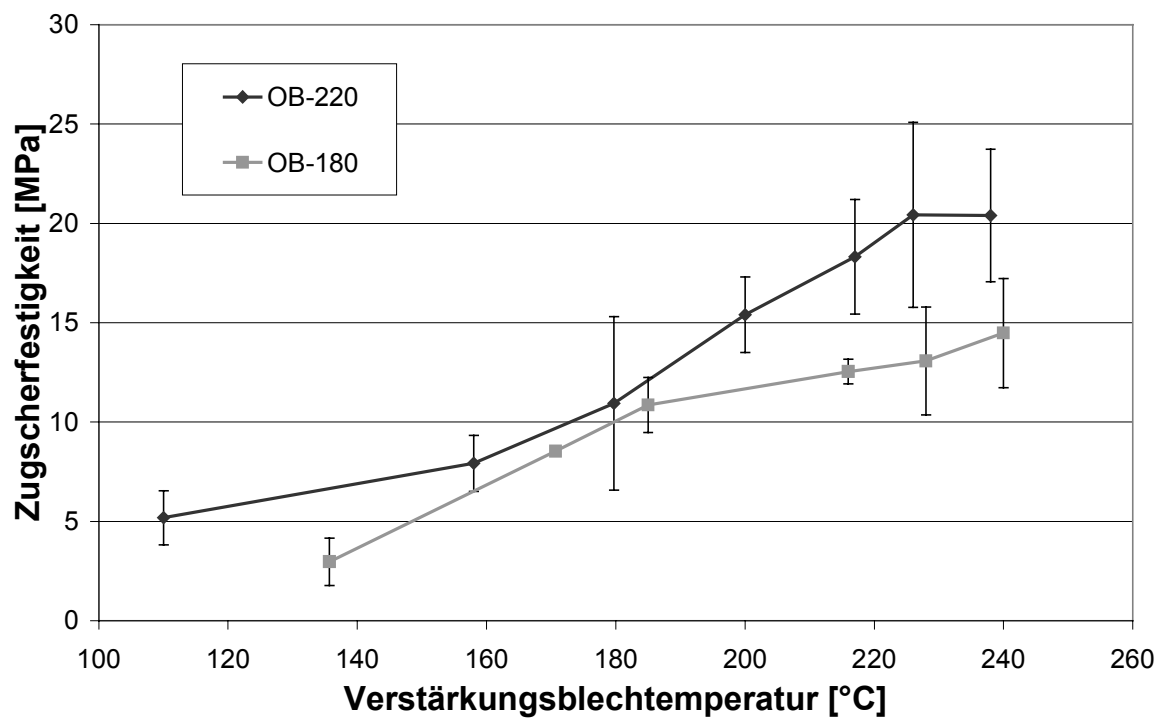


Bild 6.8: Zugscherversuch bei Variation der Verstärkungsblechtemperatur, CF/GF/PA12

Die Organoblechtemperaturen des CF/GF/PA12 wurden auf 220 bzw. auf 180 °C konstant gehalten (Bild 6.8). Die maximalen Zugfestigkeitswerte von 20 MPa werden hier allerdings nur durch die höheren Organoblechtemperaturen erreicht. Dies ist für Verstärkungsblechtemperaturen ab 225 °C möglich.

Zur Verifizierung der durchgeführten Zugscherversuche wurden Schliffbilder von den Proben hergestellt.

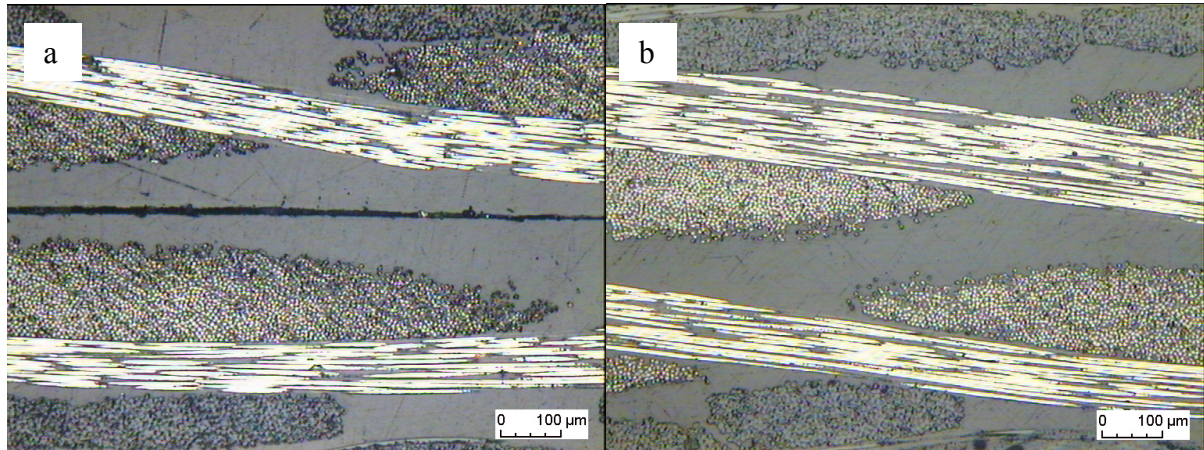


Bild 6.9: Schliffbilder der Fügenaht: CF/GF/PA12 a) T_{OB} : 180 °C, T_{VB} : 136 °C
b) T_{OB} : 222 °C, T_{VB} : 234 °C

Die Schliffbilder in Bild 6.9 verdeutlichen die Ergebnisse der Zugscherversuche. Beim Umformen und Fügen mit niedrigen Temperaturen (a) ist deutlich eine Fügelinie erkennbar. Werden die Organobleche und die Verstärkungsbleche hoch genug erwärmt, sind auf den Schliffbildern (b) keine Fügenähte zu sehen.

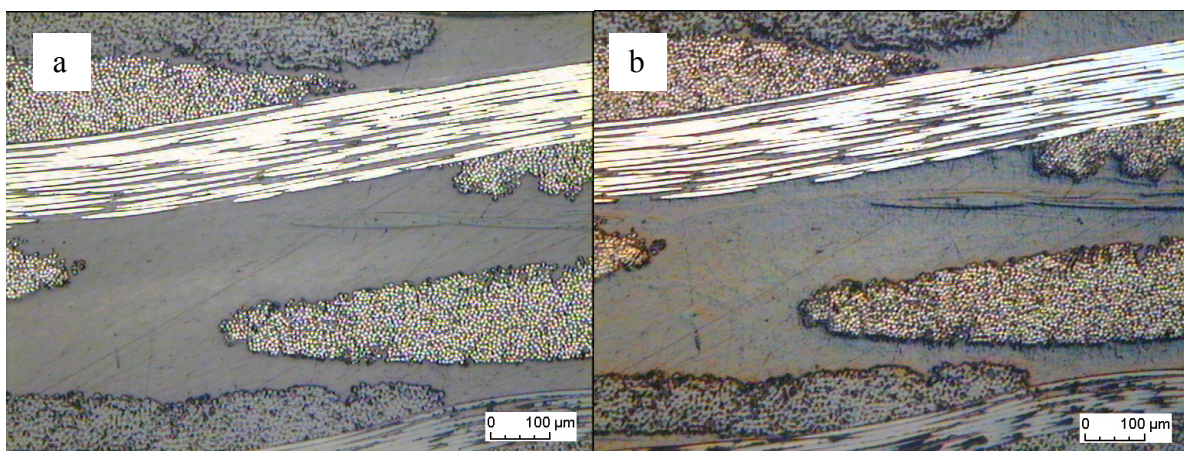


Bild 6.10: Schliffbilder der Fügenaht: CF/GF/PA12: T_{OB} : 216 °C, T_{VB} : 184 °C:
a) Auflicht b) Auflicht mit Interferenz

In Bild 6.10 ist ein Schliffbild einer Probe aus CF/GF/PA12 dargestellt, die mit einer mittleren Verstärkungsblechtemperatur gefügt wurde. In der Mitte des linken Bildes (a) ist eine schwache Fügelinie erkennbar, die zur linken Seite hin verschwindet. Im rechten Bild (b) dagegen, welches denselben Ausschnitt der Probe zeigt, ist die Fügelinie deutlicher zu erkennen. Dieses Bild wurde mit Differential-Interferenz-Kontrast aufgenommen. Dadurch sind Fügelinien deutlich erkennbar.

Um auch eine Aussage über die flächigen Anbindungen machen zu können, wurden einzelne Proben mittels Ultraschall untersucht. Dabei wurde das Modell 5627RPP der Fa. Panametrics Automated Systems verwendet. Die besten Resultate konnten mit dem 5 MHz Prüfkopf und einer Schrittweite von 0,5 mm erzielt werden. Es wurden zwei Echos zur Auswertung herangezogen, siehe Bild 6.11. Das Mittenecho entsteht durch Reflexion an Luftporen und Inhomogenitäten in der Mitte der Proben. Ist das Signal am Empfänger groß, handelt es sich um eine schlechte Fügenaht. Beim Rückwandecho verhält es sich gegensätzlich: Je größer das empfangene Signal, desto besser die Fügenaht.

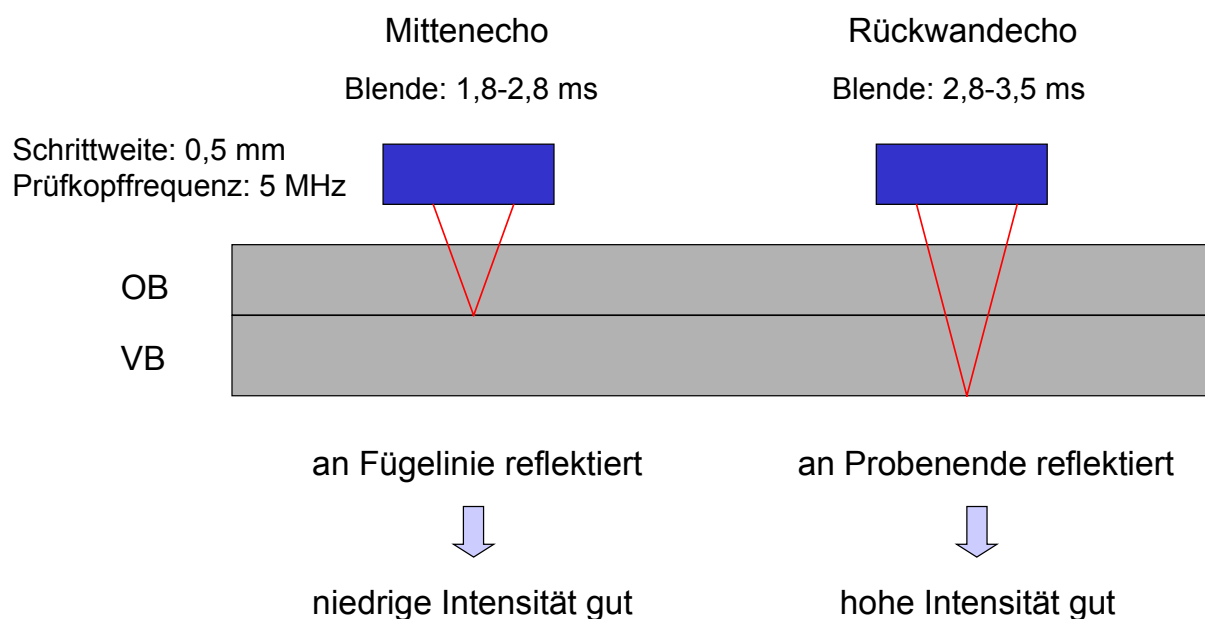


Bild 6.11: Prinzipskizze Ultraschalluntersuchung

In Bild 6.12 ist das Ergebnis der Ultraschalluntersuchungen an CF/GF/PA12 dargestellt.

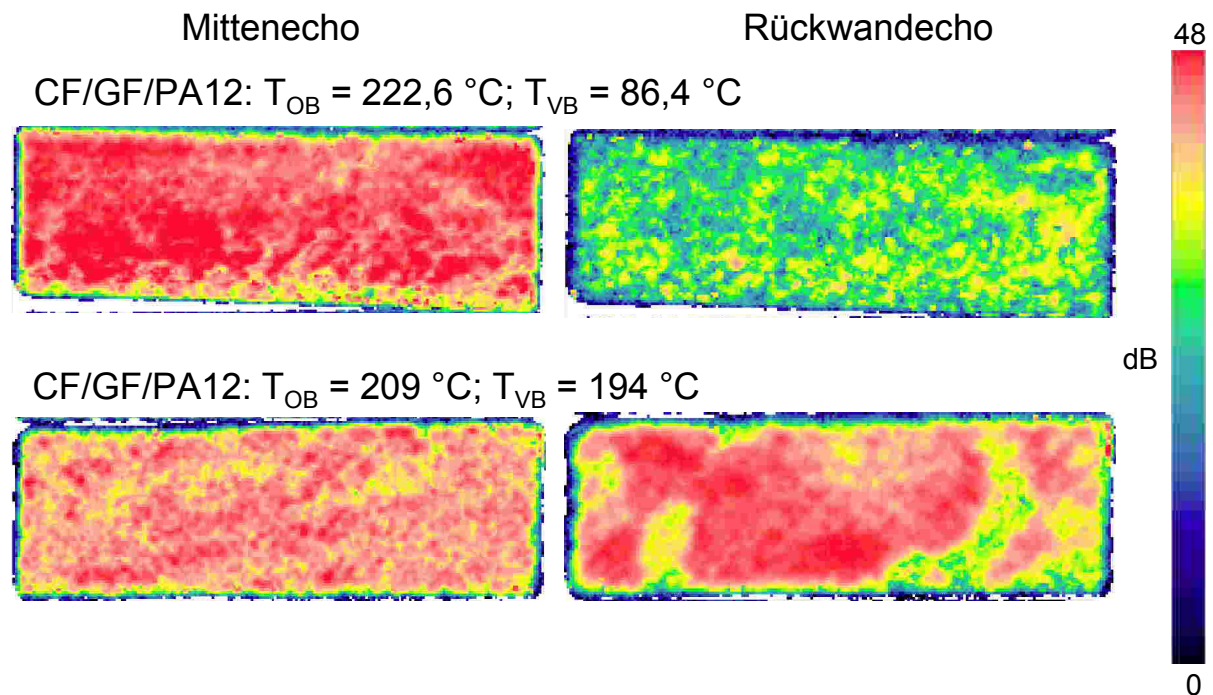


Bild 6.12: Ultraschalluntersuchung von CF/GF/PA12

Die Probe, die mit einer geringen Verstärkungsblechtemperatur gefügt wurde, zeigte beim Mittenecho ein sehr hohes Signal und beim Rückwandecho ein sehr geringes. Umgekehrt dazu verhielt sich die Probe, die mit einer hohen Verstärkungsblechtemperatur gefügt wurde. Das Rückwandecho ist hier stärker als das Mittenecho. Die Homogenität der Fügenähte ist in beiden Proben (Mittenecho) gut. Das Rückwandecho der zweiten Probe zeigt leichte Inhomogenitäten auf, die allerdings auf das Verstärkungsblech und nicht auf die Fügenaht zurückzuführen sind.

Die Ultraschalluntersuchungen am GF/PP führten zu keinen zufriedenstellenden Ergebnissen, da die Signale nicht einwandfrei zuzuordnen waren. Dies lag insbesondere an der hohen Dämpfung des Polypropylens.

Das Bruchbild der Zugscherproben wurde mittels eines Rasterelektronenmikroskops (REM) des Typs JSM-5400 der Fa. Jeol Ltd., Japan untersucht. In Bild 6.13 sind die REM-Bilder für das GF/PP dargestellt.

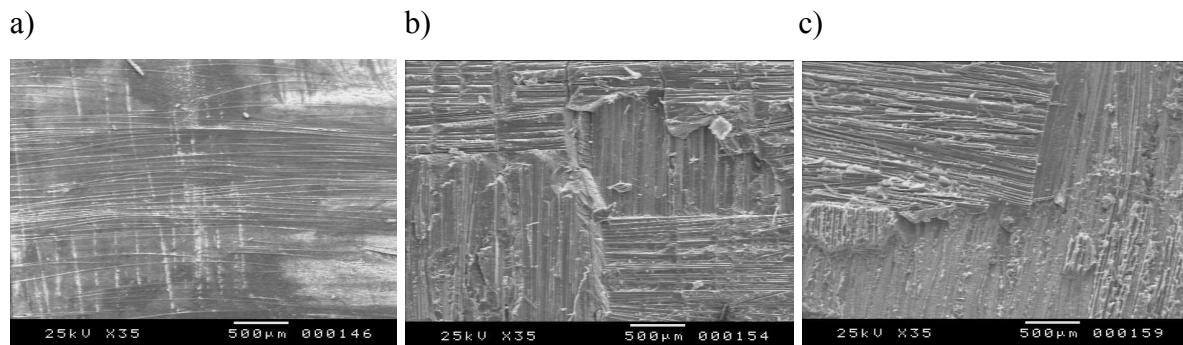


Bild 6.13: REM-Bilder der Bruchfläche der Zugscherproben: GF/PP: a) T_{OB} : 221 °C, T_{VB} : 109 °C b) T_{OB} : 236 °C, T_{VB} : 123 °C, c) T_{OB} : 224 °C, T_{VB} : 185 °C

Bild a) zeigt, dass die hohe Organoblechtemperatur beim GF/PP nicht ausreicht, um das niedrig temperierte Verstärkungsblech anzuschmelzen und eine gute Fügung herzustellen. Die Fasern liegen noch unter der Polymerschicht. Bereits ab einer 20 °C höheren Verstärkungsblechtemperatur reicht die Wärmemenge des Organobleches aus, um die Matrix des Verstärkungsbleches an der Oberfläche aufzuschmelzen und eine Verbindung herzustellen (Bild b). Die Faserausrisse und die Gewebestruktur sind dort klar erkennbar. Eine weitere Erhöhung der Verstärkungsblechtemperatur erhöht zwar die Zugscherfestigkeit, die Bruchfläche gibt darauf aber keine weiteren Aufschlüsse (Bild c).

Anders sehen die REM-Bilder beim CF/GF/PA12 aus, siehe Bild 6.14.

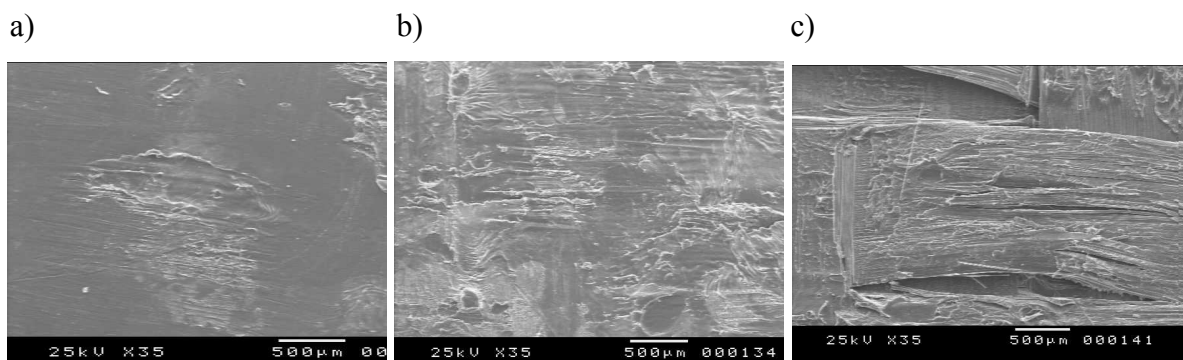


Bild 6.14: REM-Bilder der Bruchfläche der Zugscherproben: CF/GF/PA12: a) T_{OB} : 210 °C, T_{VB} : 108 °C b) T_{OB} : 223 °C, T_{VB} : 180 °C, c) T_{OB} : 212 °C, T_{VB} : 226 °C

Beim CF/GF/PA12 ist bei mittleren und besonders bei niedrigen Verstärkungsblechtemperaturen während des Fügens kaum eine Anhaftung in der Bruchfläche der Zugscherproben festzustellen. Erst mit hohen Fügetemperaturen des Organo- sowie des Verstärkungsbleches sind Faserausrisse und eine deutliche Gewebestruktur zu erkennen.

Auch dies deckt sich sehr gut mit den experimentellen Zugscherfestigkeitswerten, da erst ab sehr hohen Fügetemperaturen entsprechende Festigkeitswerte ermittelt werden konnten.

Die Versuche wurden mit 2 mm dicken Laminaten durchgeführt. Es liegt die Vermutung nahe, dass bei geringeren Laminatdicken die Laminattemperatur sehr viel schneller abnimmt und somit eine Anbindung der Lamine verhindert wird. Bild 6.15 zeigt das Abkühlungsverhalten von GF/PP und CF/GF/PA12 mit unterschiedlichen Dicken.

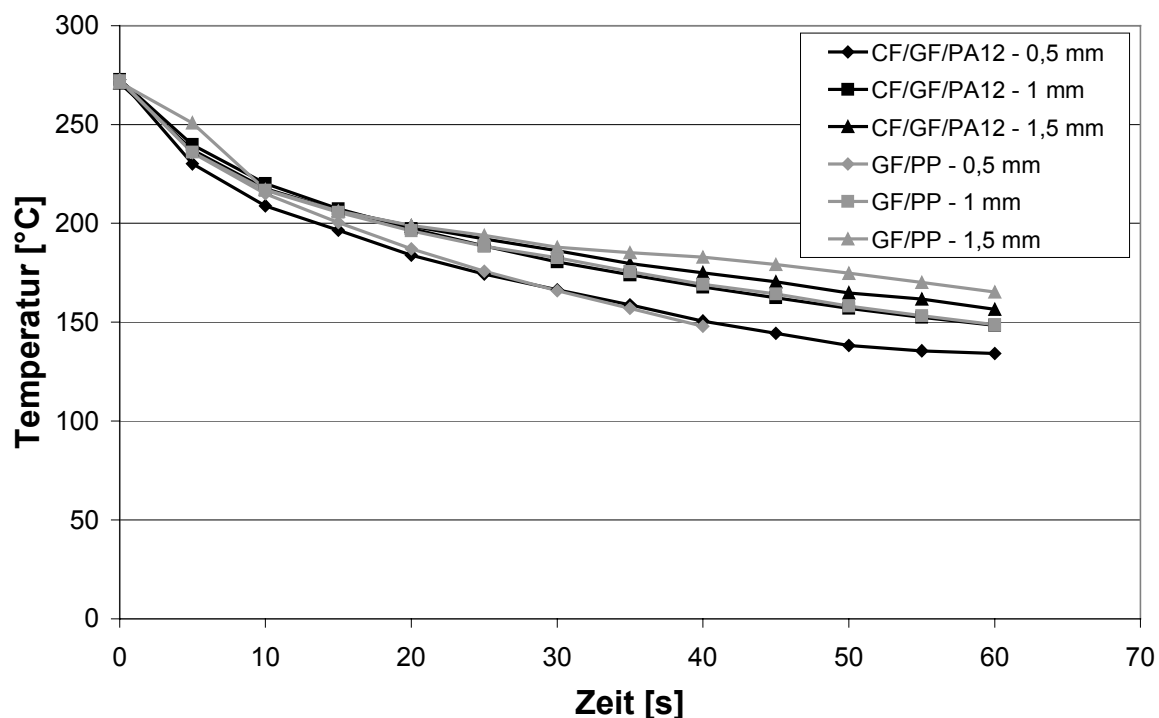


Bild 6.15: Abkühlungsverhalten an Luft von unterschiedlich dicken GF/PP und CF/GF/PA12 Laminaten

Die Lamine wurden in die entsprechenden Positionen des beheizten Werkzeuges gelegt und auf eine Temperatur von 270 °C erwärmt. Das Abkühlungsverhalten an Luft, welches der Abkühlung während der Transport- und Umformphase entspricht, ist besonders zu Beginn dieses Vorganges gut übereinstimmend. Dünnere Lamine des CF/GF/PA12 kühlen zwar schneller ab, dennoch ist der Unterschied nicht signifikant. Die Differenz beim GF/PP ist deutlich stärker, was auf den niedrigeren Faservolumengehalt zurückzuführen ist. Die Wärmekapazität von Glas liegt bei 0,83 kJ/(kgK) und die von Polypropylen oder Polyamid 12 bei 1,8 bzw. 1,26 kJ/(kgK). Die Wärme wird bei hohen Matrixanteilen besser gespeichert und nicht so schnell aus dem Laminat nach außen transportiert. Für das Umformen und

Fügen in einem Prozessschritt folgt daraus, dass auch dünne Lamine mit dieser Technologie angefügt werden können.

Zu dem gleichen Ergebnis führt die Analyse mit Gleichung 5.19. In den Bildern 6.16 und 6.17 sind die Verstärkungsblechtemperaturen über die Organoblechtemperaturen für die beiden Materialien GF/PP und CF/GF/PA12 in Abhängigkeit der Laminatdicken aufgetragen.

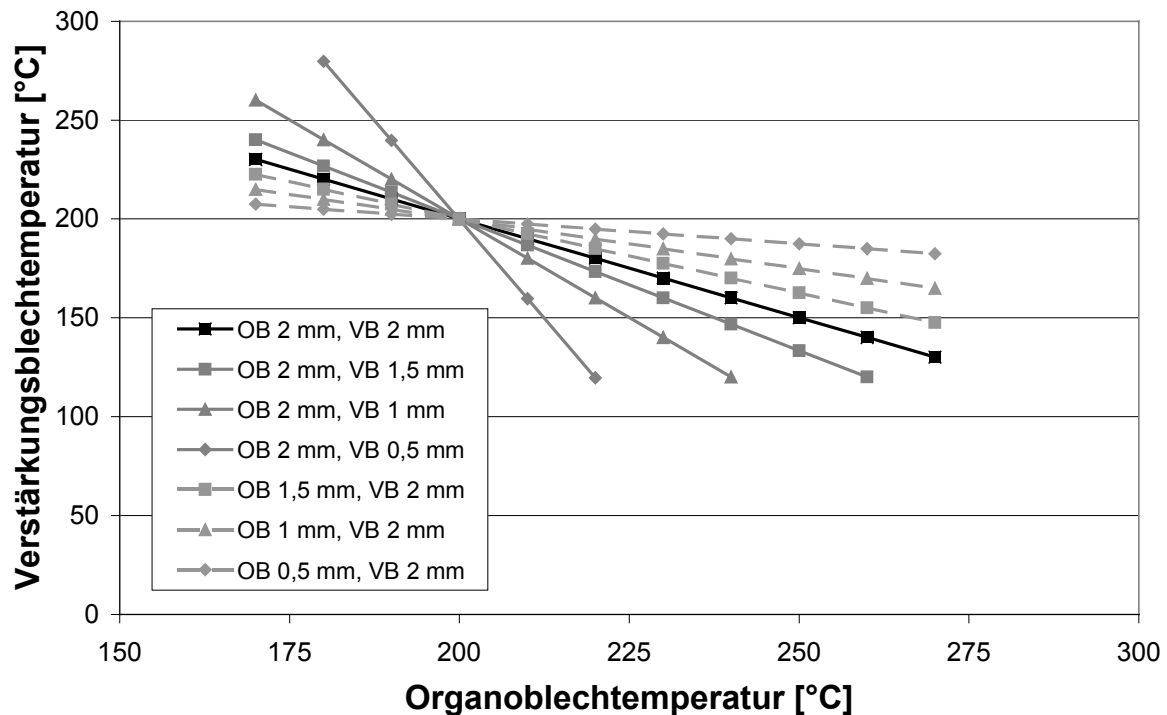


Bild 6.16: Orientierungslinien des GF/PP in Abhängigkeit der Laminatdicken

Die Orientierungslinien drehen sich um die optimalen Prozesstemperaturen. Bei sinkender Organoblechtemperatur muss die Verstärkungsblechtemperatur steigen. Des weiteren muss die Verstärkungstemperatur umso stärker steigen, je dünner das Verstärkungsblech ist. Im Gegensatz dazu werden niedrigere Verstärkungsblechtemperaturen benötigt, je höher die Organoblechtemperatur und je dicker das Verstärkungsblech ist. Der gleiche Effekt spiegelt sich bei unterschiedlich dicken Organoblechlaminaten wieder. Bei sehr dünnen Verstärkungsblechen erreichen die Prozesstemperaturen schnell ihre Maxima. Bei dünnen Organoblechen erreichen die Prozesstemperaturen sehr langsam ihre Maxima. Dies liegt an der wesentlich höheren Wärmespeicherung von dickeren Laminaten und an der einseitigen Erwärmung des Verstärkungsbleches.

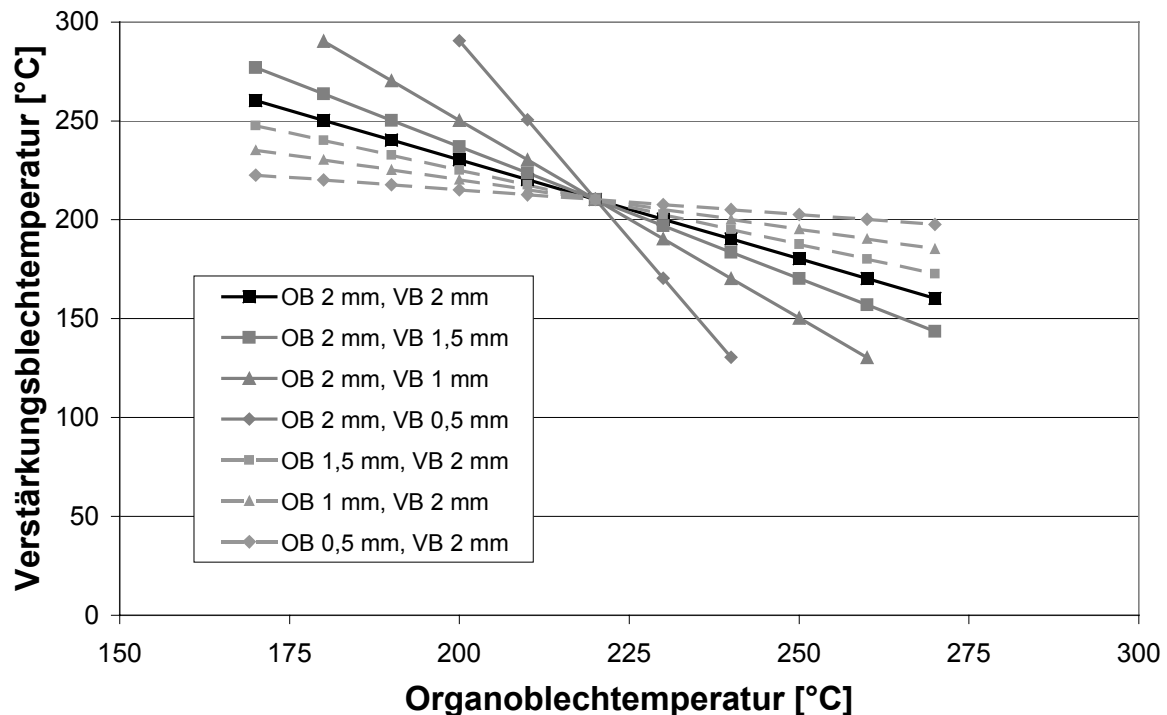


Bild 6.17: Orientierungslinien des CF/GF/PA12 in Abhängigkeit der Laminatdicken

Auch beim CF/GF/PA12 ist eine Dickenabhängigkeit festzustellen. Es gelten jedoch die Aussagen wie zuvor für das GF/PP.

Zwischenfazit: Auch bei der Ermittlung der Verstärkungsblechtemperatur zeigt sich, dass der Zugscherversuch besser geeignet ist, als der Biegeversuch. Die Unterschiede zwischen den Temperaturen treten deutlicher hervor. Aus diesem Grund wurden bei den nachfolgend beschriebenen Untersuchungen nur noch der Zugscherversuche verwendet. Die Verstärkungsblechtemperaturen des GF/PP sollten mindestens 170 °C und die des CF/GF/PA12 mindestens 220 °C betragen. Die maximal erreichten Zugscherfestigkeitswerte lagen beim GF/PP bei 16 MPa und beim CF/GF/PA12 bei 20 MPa. Die Schliffbilder der Fügenaht und die REM-Bilder der Bruchfläche der Zugscherproben korrespondieren sehr gut mit den ermittelten Zugscherwerten. Eine bestimmte Mindestdicke für die Verstärkungsbleche ergibt sich nicht, da die Abkühlungsraten unterschiedlich dicker Lamine keine signifikanten Unterschiede innerhalb den ersten 20 Sekunden besitzen.

6.3 Fügedruck

Der Fügedruck ist ein wichtiger Einflussparameter für die Umformung und liegt im Bereich zwischen 25 und 30 bar. Für die Tailored Blank Technologie wird der Fügedruck auch gleich dem Umformdruck sein. In dem Versuchswerkzeug kann der Anpressdruck der einzelnen Zylinder stufenlos eingestellt werden. Der Druck wird von den Manometern an den Druckleitungen direkt angezeigt.

In den Bildern 6.18 und 6.19 sind die Zugscherfestigkeitswerte über dem Fügedruck aufgetragen. Die Versuche wurden mit den optimierten Verstärkungsblech- und Organoblechtemperaturen sowie einer Presszeit von 60 s durchgeführt.

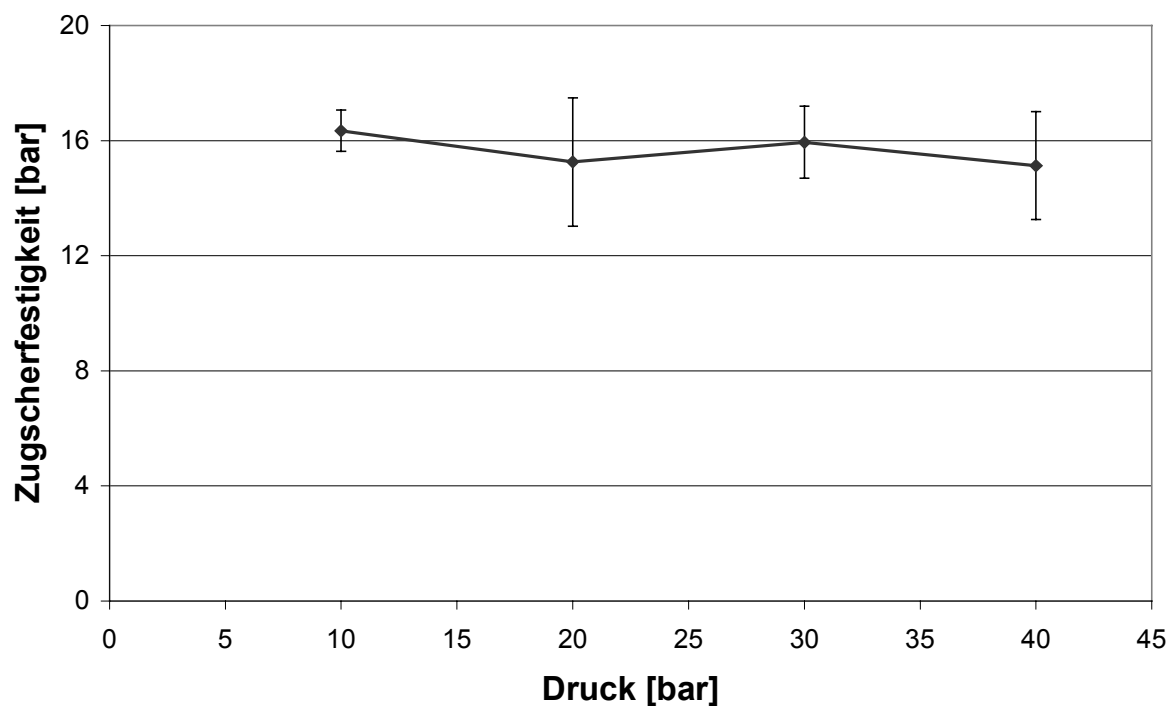


Bild 6.18: Zugscherversuch bei Variation des Fügedruckes, GF/PP

Der Fügedruck zeigt beim GF/PP einen geringen Einfluss, da sich bereits ab 10 bar Zugscherfestigkeitswerte von 16 MPa einstellen, siehe Bild 6.18. Da ein geringerer Umformdruck, also auch Fügedruck, keine befriedigende Konsolidierung bietet, wurde folglich keine Untersuchungen bei niedrigeren Drücken durchgeführt.

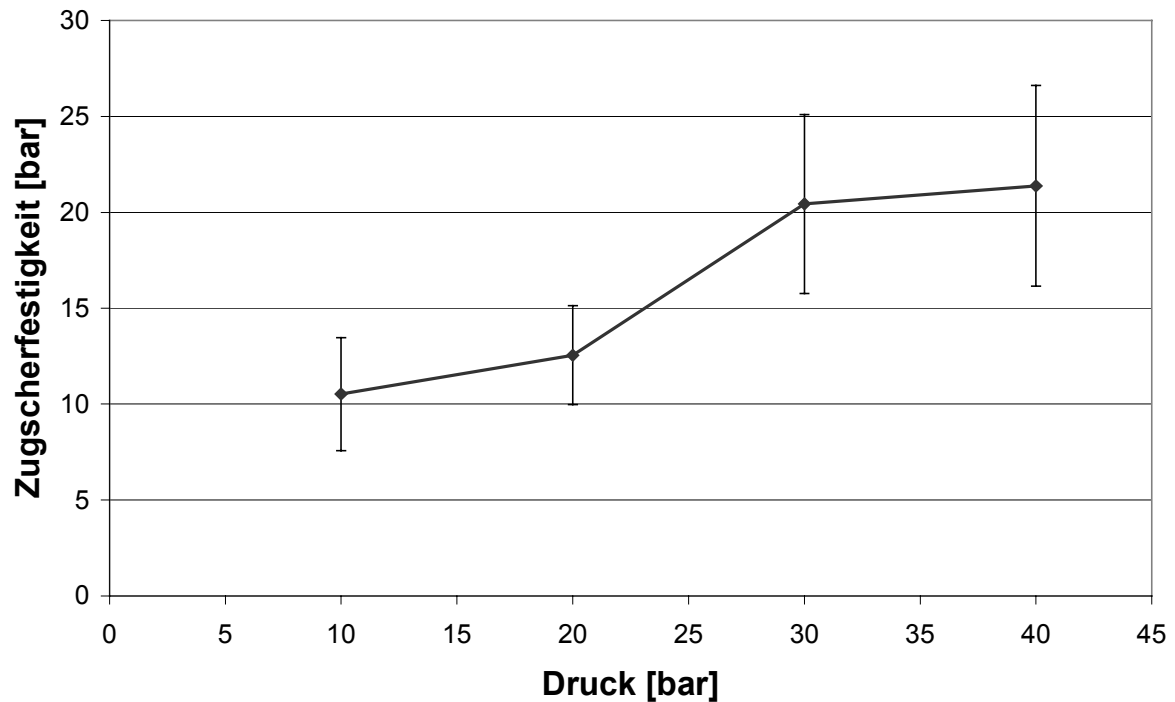
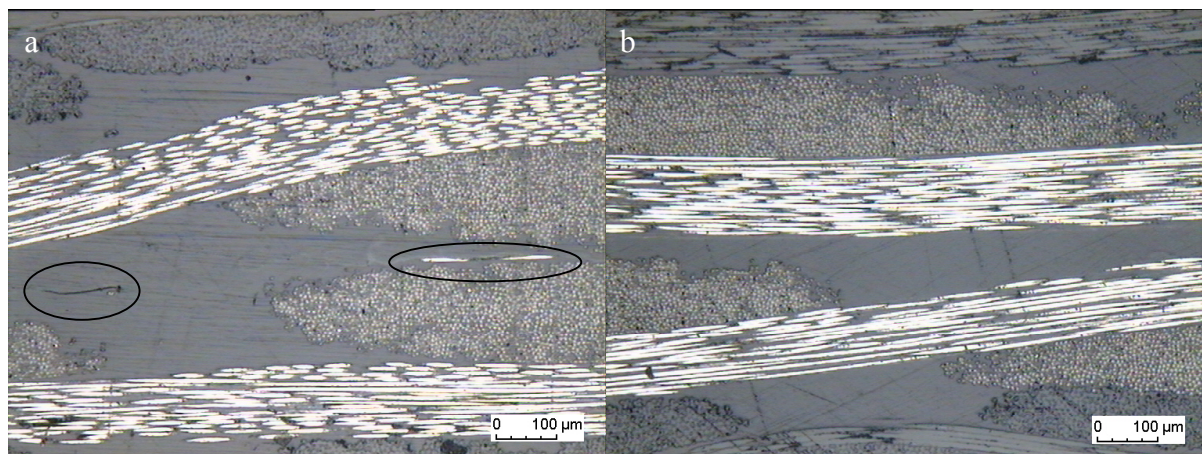


Bild 6.19: Zugscherversuch bei Variation des Fügedruckes, CF/GF/PA12

Dagegen ist der Einfluss des Fügedruckes beim CF/GF/PA12 sehr viel größer. Erst ab einem Fügedruck von 30 bar stellt sich ein befriedigendes Ergebnis von 20 MPa ein. Ein Fügedruck von nur 10 bar halbiert die Zugscherfestigkeit.

Bild 6.20 zeigt zwei Schlibfbilder von Proben, die bei 10 bzw. 40 bar hergestellt wurden.



**Bild 6.20: Schlibfbilder der Fügenaht: CF/GF/PA12: a) Fügedruck: 10 bar
b) Fügedruck: 40 bar**

Die mit dem niedrigen Fügedruck von 10 bar hergestellte Probe weist einige Fehlstellen in der Fügezone auf, die für die geringere Zugscherfestigkeit verantwortlich sind. Die Proben, die

mit Fügedrücken ab 40 bar gefertigt wurden, zeigen eine einwandfreie Fügequalität (Bild 6.20 b).

Um einen praxisnahen Versuch abzubilden, wurde ein zweiter Druckzyklus eingestellt und der Versuch bei optimierter Temperaturführung und optimiertem Fügedruck (30 bar) wiederholt. Die Zylinder im Werkzeug werden mit den eingelegten Verstärkungsblechen und einem Vordruck von 10 bar ausgefahren. Beim Umformen wird dadurch sofort in der Fügezone Druck ausgeübt. Da in einem Serienwerkzeug keine Zylinder eingebaut würden, sondern lediglich eine Tasche ausgefräst werden würde, spiegelt der Zyklus 2 die Praxis besser wieder. In Bild 6.21 sind die Zugscherfestigkeitswerte der Zyklen für die beiden Materialien GF/PP und CF/GF/PA12 dargestellt.

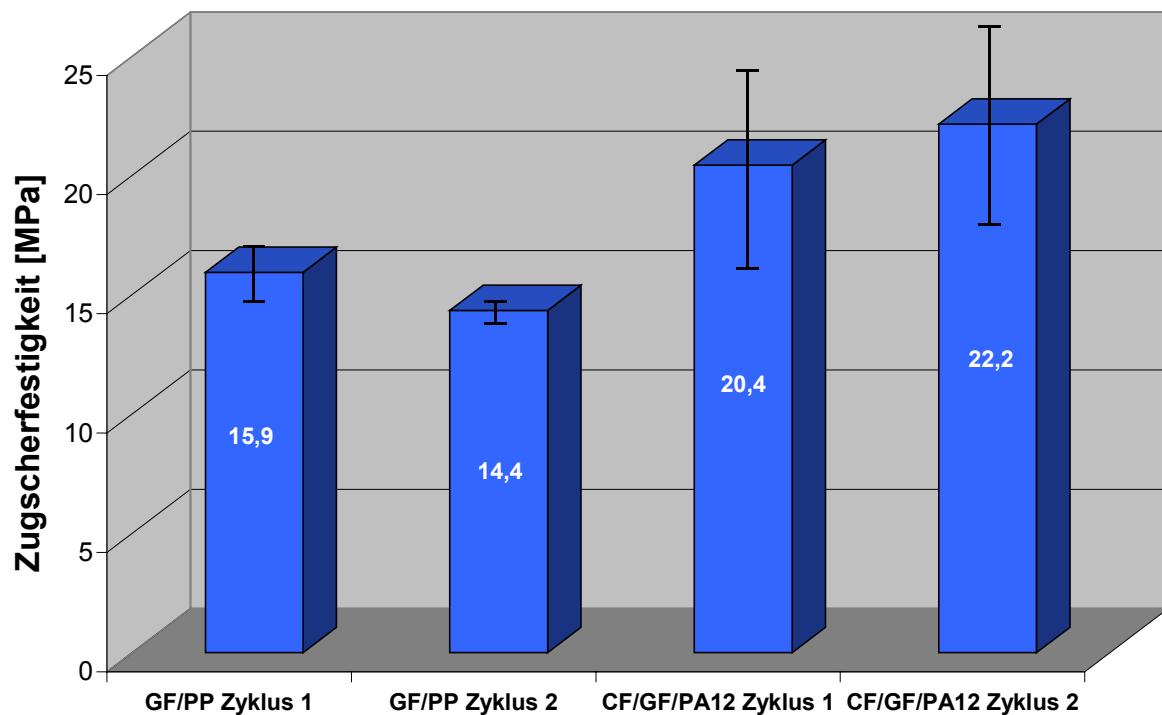


Bild 6.21: Vergleich der Presszyklen bei GF/PP und CF/GF/PA12

Der Vergleich der beiden Presszyklen zeigt leichte Differenzen, die aber im Rahmen der Abweichungen liegen und somit vernachlässigt werden dürfen. Auffallend sind die unterschiedlichen Standardabweichungen der beiden Materialien. Beim GF/PP liegen die Standardabweichungen mit ± 1 MPa deutlich unter denen vom CF/GF/PA12 mit $\pm 4,7$ MPa. Dies ist mit dem unterschiedlichen Faservolumengehalt der beiden Materialien zu begründen (siehe auch Kapitel 6.4 und 6.5).

Zwischenfazit: Der Fügedruck hat beim GF/PP keinen relevanten Einfluss auf die Fügenahtqualität, die Zugscherfestigkeit beträgt im Mittel 16 MPa. Im Gegensatz dazu benötigt man bei CF/GF/PA12 einen Mindestfügedruck von 30 bar, um Zugscherfestigkeiten von etwa 20 MPa zu erhalten. Der Unterschied der beiden Materialien liegt hier im Faservolumengehalt, der beim CF/GF/PA12 50 % gegenüber 35 % bei GF/PP beträgt. Die Gewebelagen liegen dicht aufeinander und benötigen einen höheren Mindestdruck in der Fügefläche, damit sich das Polymer verbindet. Der unterschiedliche Faservolumengehalt ist ebenfalls für die unterschiedlichen Standardabweichungen der untersuchten Materialien verantwortlich. Sie liegt beim CF/GF/PA12 vier mal so hoch wie beim GF/PP. Für die Praxis bedeuten die Ergebnisse der Druckvariation, dass ein Umformdruck (Fügedruck) von 30 bar ausreicht, um gute Fügequalität und ausreichend hohe Zugscherfestigkeitswerte zu erhalten. Eine Erhöhung der Presskraft und damit eine größere Umformpresse ist für die Realisierung des Umformens und des Fügens in einem Prozessschritt nicht notwendig.

6.4 Presszeit

Die Presszeit beinhaltet den Zeitraum ab dem Schließen des Werkzeugs bis zu dessen Öffnung. Während dieser Zeit wird Druck auf das Laminat und die Fügefläche ausgeübt; das Laminat kühlt dabei ab. Die Versuche wurden mit den optimierten Verstärkungs- und Organoblechtemperaturen sowie einem Fügedruck von 30 bar durchgeführt.

In den Bildern 6.22 und 6.25 sind die Zugscherfestigkeitswerte über der Presszeit für die beiden Materialien GF/PP und CF/GF/PA12 dargestellt.

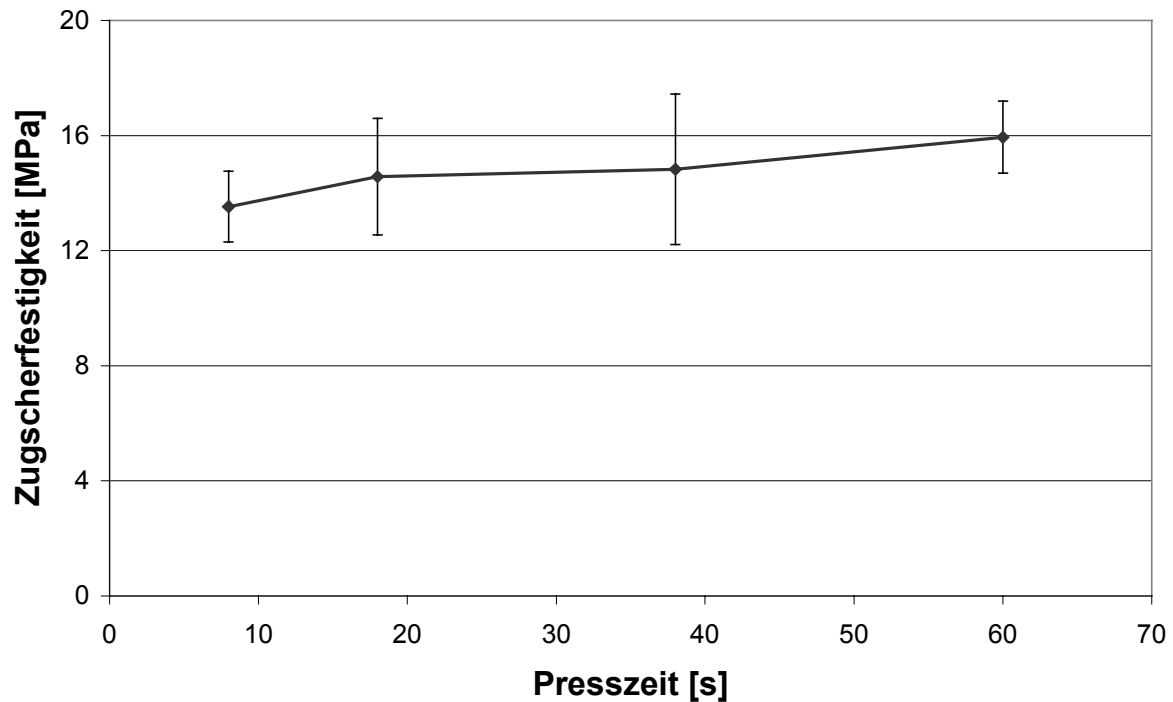


Bild 6.22: Zugscherversuch bei Variation der Presszeit, GF/PP

Die Zugscherfestigkeit weist beim GF/PP geringe Änderungen über die Presszeit auf, siehe Bild 6.22. Das Maximum von 16 MPa liegt bei einer Presszeit von 60 s. Doch auch bei einer sehr kurzen Presszeit von 8 s liegt die Zugscherfestigkeit noch bei 13,5 MPa. In Bild 6.23 ist allerdings eine Ansammlung von Luftporen zu erkennen.

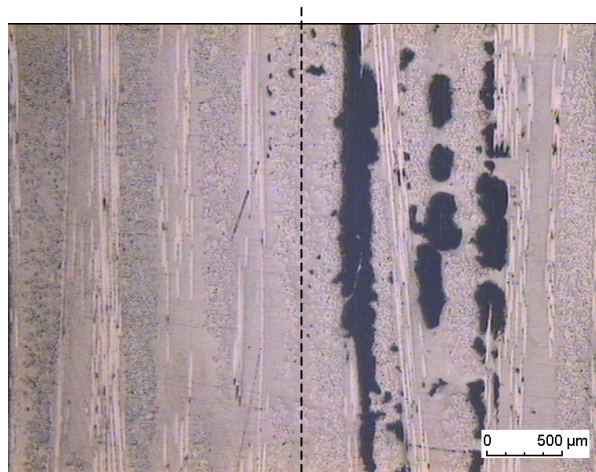


Bild 6.23: Schliffbild von GF/PP mit einer Presszeit von 8 s

Diese Lufteinschlüsse befinden sich aber nicht in der Fügezone, sondern vielmehr zwischen den Laminebenen des Organobleches. Das Laminat wurde nach nur 8 s entformt und besitzt in der ebenen Fügezone noch eine Temperatur von 210 °C, welche deutlich über der

Schmelztemperatur liegt. Die Oberflächentemperatur des Organobleches während des Entformens betrug 140 °C, was die porenfreie Zone am Rand (Bild 6.23, rechts) erklärt. Es kann daraus gefolgert werden, dass die Lufteinschlüsse während des Entformens entstanden sind. Da die Mitte des gefügten Laminates bei einer frühen Entformung noch schmelzflüssig vorliegt, delaminieren die Lamine, und Luft wird eingeschlossen. Zwar beeinträchtigt dies die Festigkeit der Fügenaht kaum, aber die Festigkeit und vor allem die Steifigkeit des Laminates wird dadurch negativ beeinflusst. Schon Presszeiten und damit Abkühlzeiten unter Druck von 20 s sind ausreichend um Einschlüsse zu vermeiden und eine gute Konsolidierung des Laminates herbeizuführen.

Die verbesserte Zugscherfestigkeit infolge der erhöhten Presszeit beruht auf der besseren Anbindung des Polymers der zu fügenden Lamine, siehe Bild 6.24.

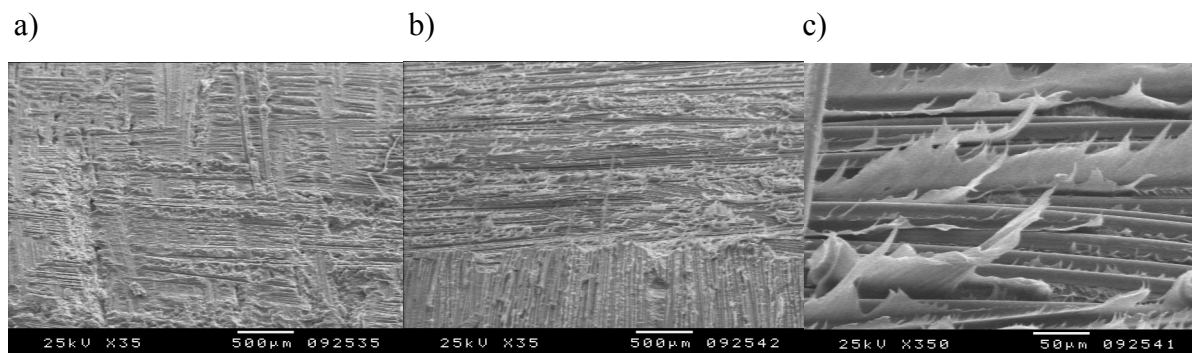


Bild 6.24: Verbesserte Polymeranbindung infolge höherer Presszeit anhand von REM Bildern von GF/PP a) Presszeit: 18 s b) Presszeit: 60 s c) Presszeit: 60 s

Die Topographie der Bruchflächen des GF/PP bei einer Presszeit von 60 s (Bild 6.24 b) unterscheidet sich von der mit einer Presszeit von 18 s (Bild 6.24 a) durch die verstreckte Polymermatrix zwischen den Faserbetten oder der Fasern selbst. Bei 500-facher Vergrößerung ist das Zugscherverhalten der duktilen Matrix deutlich sichtbar (Bild 6.24 c). Der wesentlich höhere Festigkeitsanteil des Polymers gegenüber dem Anteil der Faser-Matrix-Anhaftung ist hier deutlicher zu erkennen.

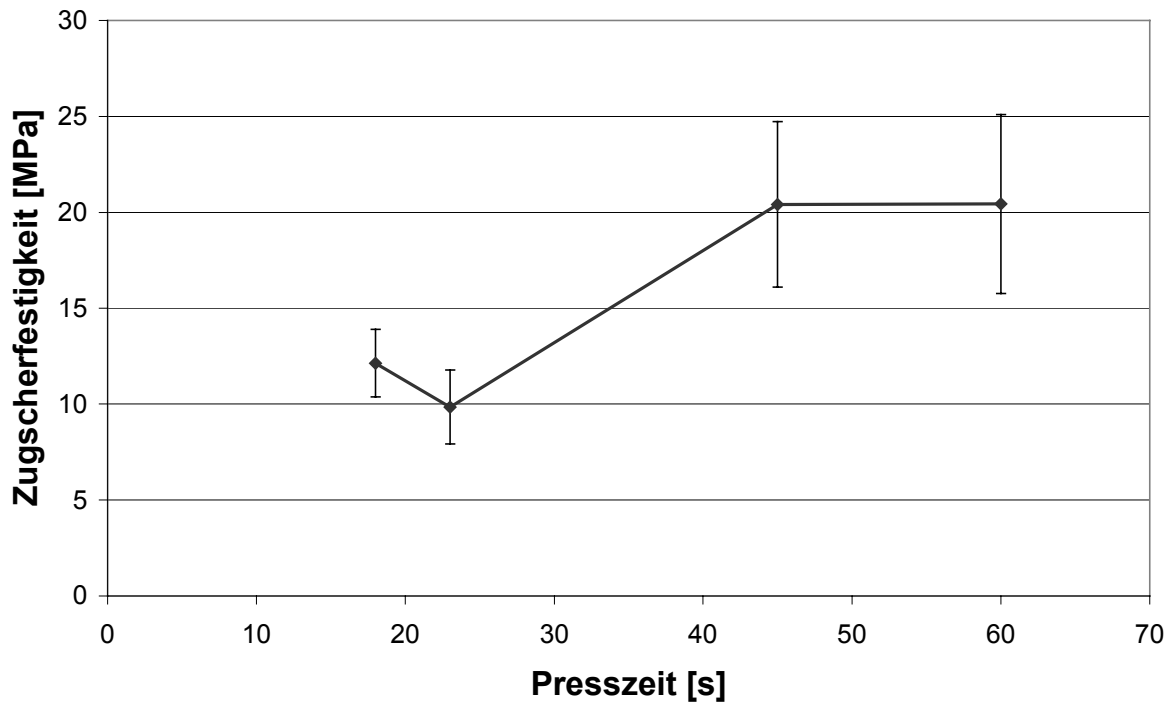


Bild 6.25: Zugscherversuch bei Variation der Presszeit, CF/GF/PA12

Die Abhängigkeit der Zugscherfestigkeit bei CF/GF/PA12 von der Presszeit ist sehr viel größer. Hier werden bei kurzen Presszeiten von 23 s nur 50 % der maximalen Zugscherfestigkeit von 20 MPa bei einer Presszeit von 45 s erreicht.

Der Grund für diesen großen Einfluss der Presszeit und der einhergehenden besseren Polymeranhaftung beim CF/GF/PA12, besteht in dem Abkühlungsverhalten der Polymere. Die Rekristallisationsphase beim Abkühlen sollte abgeschlossen sein, bevor der Pressdruck zurückgenommen wird. Dies ist für die Fügenaht genauso wichtig wie für die Konsolidierung des Laminates. Die Dauer der Rekristallisation ist von zwei Faktoren abhängig; Einmal ist dies die Dicke des Bauteiles an der Fügestelle. Bei diesen Untersuchungen handelt es sich um jeweils 2 mm dicke Organo- und Verstärkungsbleche. Die Gesamtdicke beträgt also 4 mm. Die Wärmemenge in diesem Material muss an das Werkzeug abgegeben werden und benötigt bei dickeren Materialien mehr Zeit. Zum anderen ist dies die Rekristallisationstemperatur, die wiederum von der Abkühlgeschwindigkeit abhängt. Je schneller ein thermoplastisches Laminat abgekühlt wird, d. h. je höher die Abkühlrate ist, desto niedriger liegt der Rekristallisationspeak. Dieser Effekt wird in der Literatur als „unterkühlte Schmelze“ definiert [57].

In Bild 6.26 sind die Kristallitschmelztemperaturen und Rekristallisationstemperaturen des CF/GF/PA12 mit unterschiedlichen Abkühlraten dargestellt. Die Aufheizrate wurde mit 10 °C/min konstant gehalten.

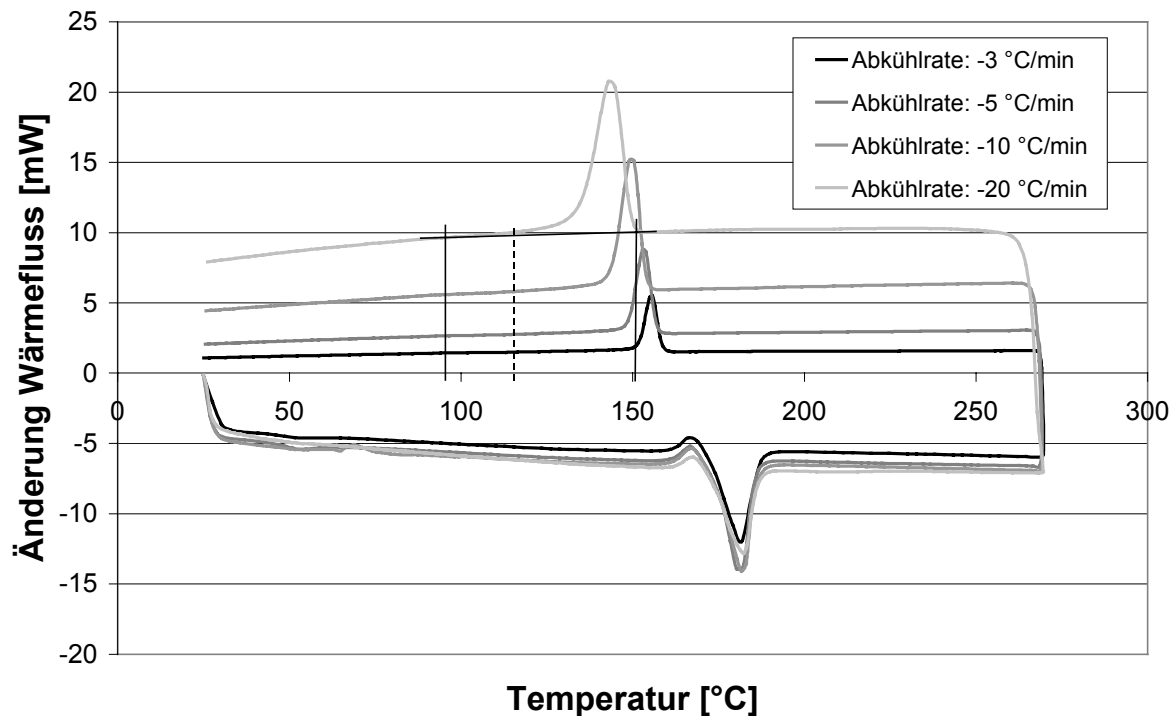


Bild 6.26: Bestimmung von Kristallitschmelztemperatur und Rekristallisationstemperatur von CF/GF/PA12 mit unterschiedlichen Abkühlraten mittels DSC

Die Kristallitschmelztemperatur liegt bei allen Proben bei 182 °C. Dagegen nimmt der Rekristallisationspeak mit zunehmender Abkühlrate ab und verschiebt sich von anfänglich 155 °C zu 144 °C. Der Rekristallisationsvorgang ist nicht an einer Temperatur fixiert, sondern erstreckt sich immer über einen Temperaturbereich. Bei einer Abkühlrate von 20 °C/min erstreckt sich dieser Bereich von 150 °C bis 95 °C mit einem Peak bei 143 °C. Als Anmerkung sei erwähnt, dass die Kristallinität der untersuchten Proben bei ca. 18,5 % liegt, obwohl die Flächen der Rekristallisationskurven ungleich sind. Die Kristallinität errechnet sich aus dem Wärmefluss, der über die Zeit integriert wird (siehe Bild 6.27).

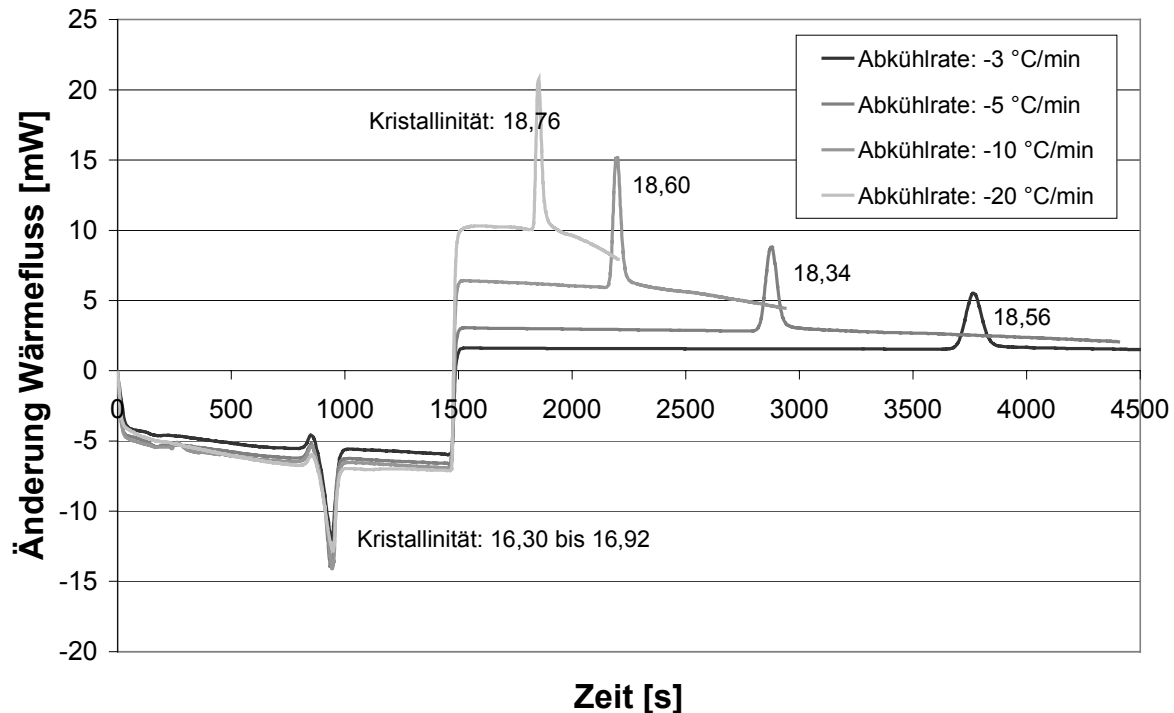


Bild 6.27: Bestimmung der Kristallinität von CF/GF/PA12 mit unterschiedlichen Abkühlraten mittels DSC

Bei unterschiedlichen Abkühlraten unterscheidet sich das Zeitintervall der Abkühlung, so dass die in Bild 6.26 über die Temperatur aufgetragenen DSC Kurven die korrekte Änderung des Wärmeflusses darstellt, das Zeitintervall aber unberücksichtigt bleibt.

Im Bild 6.28 sind das Temperaturprofil und die dazugehörige Abkühlrate für das CF/GF/PA12 beim Abkühlvorgang dargestellt.

Die Abkühlung des CF/GF/PA12 (Bild 6.28, schwarze Linie) erstreckt sich von 218 °C bis 105 °C. Die graue Linie stellt die Abkühlrate in Abhängigkeit der Zeit dar. Das Mittel der Abkühlrate betrug in diesem Versuch 40 °C/min. Da die maximale Abkühlrate des benutzten DSC 20 °C/min beträgt, werden die Werte für diese maximale Abkühlrate verwendet. Die Rekristallisationstemperatur von 95 °C, die zur vollständigen Rekristallisation notwendig ist, wird dabei mit einer Abkühlzeit von 60 s nicht erreicht. Der Rekristallisationsgrad von 95 % und mehr ist aber bereits bei 115 °C abgeschlossen (siehe Bild 6.26). Dies würde einer Fügezeit von ca. 45 s entsprechen, was sich sehr gut mit den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen (Bild 6.25) deckt.

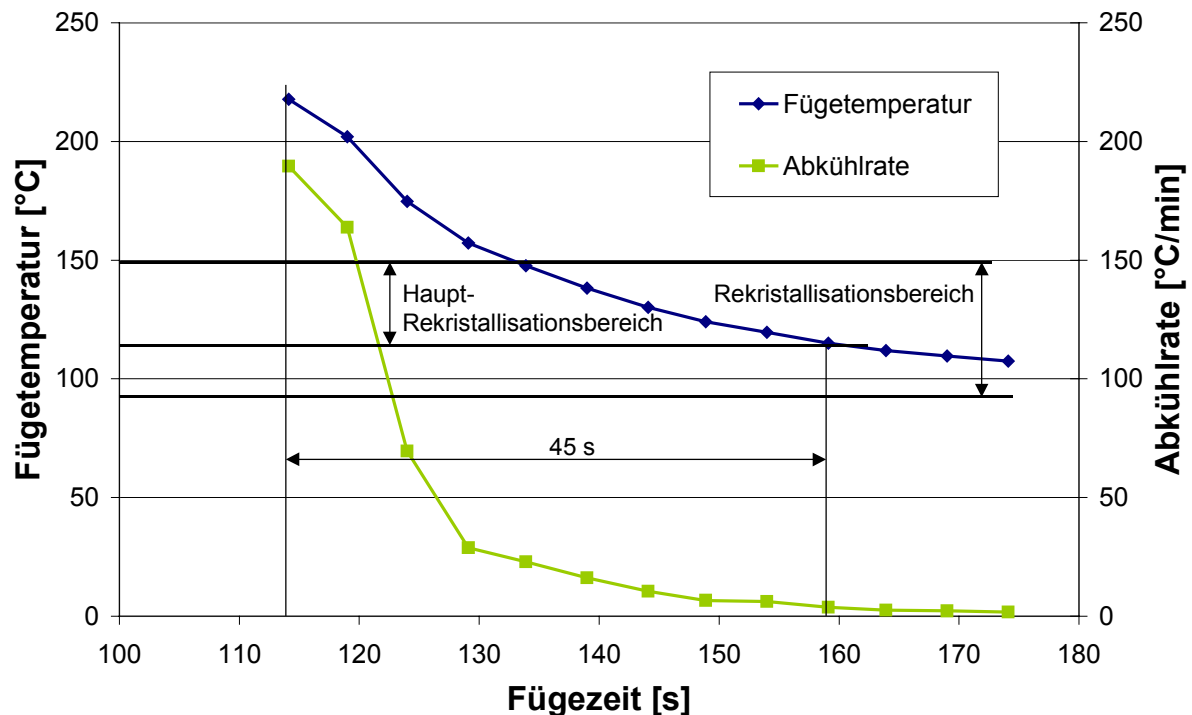


Bild 6.28: Temperaturprofil und dessen Abkühlrate in der Abkühlphase des CF/GF/PA12

Der Einfluss der Presszeit ist in großem Maße vom Faservolumengehalt abhängig. Dies belegt der geringere Einfluss der Presszeit beim GF/PP, welches nur zu 35 Vol% faserverstärkt ist, obwohl sich gerade Polypropylen beim Abkühlverhalten wie eine „unterkühlte Schmelze“ verhält. Der Unterschied liegt darin, dass bei niedrigerem Faservolumengehalt kaum Druck auf den Gewebelagen wirkt, der beim Zurückfahren des Pressdruckes zu einem Delaminieren oder zumindest zu einer Störung der intermolekularen Autohäsion führt.

Unter Autohäsion wird die Diffusion und Migration von Molekülketten über die Grenzfläche identischer Materialien verstanden, siehe Bild 6.29.

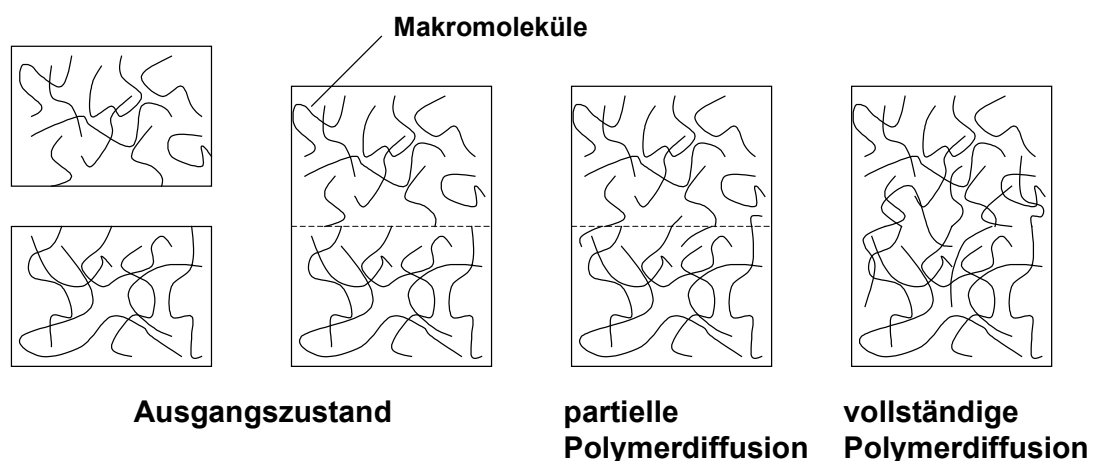


Bild 6.29: Autohäsion bei Fügen von identischen Polymeren

Bei teilkristallinen Thermoplasten treten diese Kräfte nur im schmelzflüssigen Zustand oder in der unterkühlten Schmelze auf. Dagegen sind amorphe Thermoplaste schon oberhalb der Glasübergangstemperatur dazu in der Lage.

Adhäsion bezeichnet das Haften von Grenzflächen unterschiedlicher fester Stoffe aneinander bzw. von flüssigen und gasförmigen an festen Stoffen. Die Haftkräfte sind zwischenmolekulare Kräfte, die z.B. auch für die Kapillarwirkung verantwortlich sind. Als Kohäsion wird der „innere“ Zusammenhalt eines Stoffes durch zwischenmolekulare Kräfte bezeichnet.

Bei hohem Faservolumengehalt der Lamine muss der Pressdruck so hoch gewählt werden, damit sich die Gewebelagen annähern. Nimmt man diesen Druck vor Beendigung der Rekristallisationsphase zurück, relaxieren die Gewebelagen und verhindern die optimale intermolekulare Autohäsion, siehe Bild 6.30.

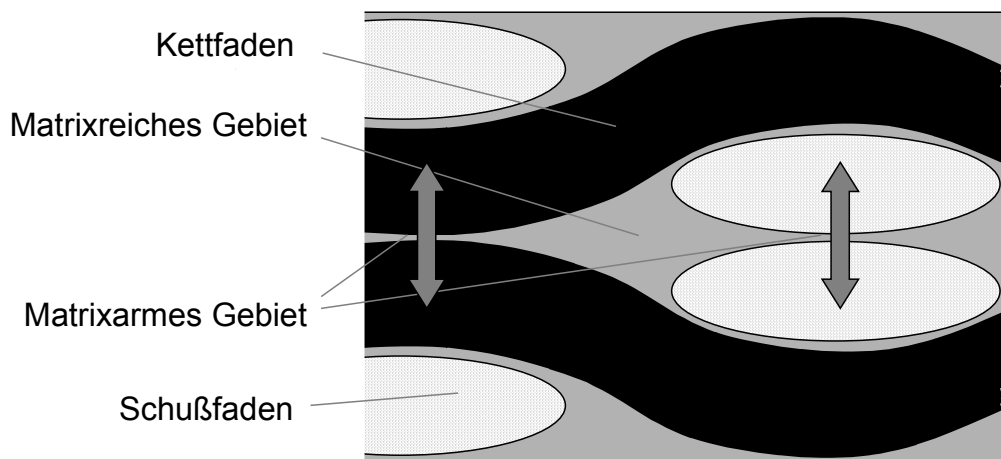


Bild 6.30: Laminatdruck an den Knotenpunkten der Gewebelagen

Zwischenfazit: Die Presszeit hat, wie der Fügedruck, einen sehr geringen Einfluss auf die Fügequalität bei GF/PP. Ganz anders ist der Effekt bei CF/GF/PA12. Hier spielt der Rekristallisationstemperaturbereich eine große Rolle. Erst nach Abschluss der Rekristallisation unter Druck ist die Fügequalität ausreichend. Der Unterschied beruht wieder auf dem unterschiedlichen Faservolumengehalt. Die dicht aufeinanderliegenden Gewebelagen müssen bis zum Abschluss der Rekristallisation zusammengedrückt werden. Wird der Druck vorher weggenommen, verhindern die Gewebelagen in der Fügezone eine optimale intermolekulare Autohäsion. Im Gegensatz dazu lastet bei niedrigen Faservolumengehalten (GF/PP) nur geringer Druck auf den Gewebelagen, der relaxieren und somit zu einer Verhinderung der

AutohäSION führen könnte. Unabhängig davon sollte aber eine Mindestpresszeit eingehalten werden, da bei zu frühem Entformen die einzelnen Gewebelagen des Organobleches sich noch im schmelze-flüssigen Zustand befinden und delaminieren. Dadurch werden Lufteinschlüsse eingefroren, welche die mechanischen Eigenschaften des gesamten Laminates vermindern. Die Presszeit ist abhängig von der Laminatdicke und der Abkühlgeschwindigkeit. Bei sehr dünnen Laminaten fließt die Wärmemenge in kurzer Zeit in das Werkzeug, und das Bauteil kann entformt werden. Dies hat insbesondere einen Einfluss auf die Zykluszeit und damit auf die Wirtschaftlichkeit.

6.5 Matrixreiche Fügezone

Wie in den Unterkapiteln 6.3 Fügedruck und 6.4 Presszeit erwähnt, hat der Faservolumengehalt einen entscheidenden Einfluss auf die Fügequalität und die Prozessparameter. Aus diesem Grund wurde die Fügezone von CF/GF/PA12 mit artgleichem Polymermaterial angereichert. Auf die Verstärkungsbleche wurde mittels Heißluftfön eine Polyamid 12-Folie aufgebracht. Die Folie besaß eine Dicke von 90 µm. Für die Untersuchung wurde die Fügefläche der Proben mit einer bzw. zwei Zusatzfolien präpariert. Die Versuche wurden mit den optimierten Verstärkungs- und Organoblechtemperaturen, einem optimierten Fügedruck von 30 bar sowie einer Presszeit von 60 s durchgeführt.

Die so hergestellten Zugscherproben wurden nach DIN EN 1465 getestet. Die Proben versagten am Übergang der Fügenaht zum Prüfschenkel, was zum einen auf die sehr gute Fügenahtqualität und zum anderen auf den Biegeeinfluss zurückzuführen ist. Um realistische Werte der Zugscherfestigkeit zu ermitteln, wurden die Versuche wiederholt, allerdings die Fügelänge auf 12 mm reduziert, siehe Bild 6.31.

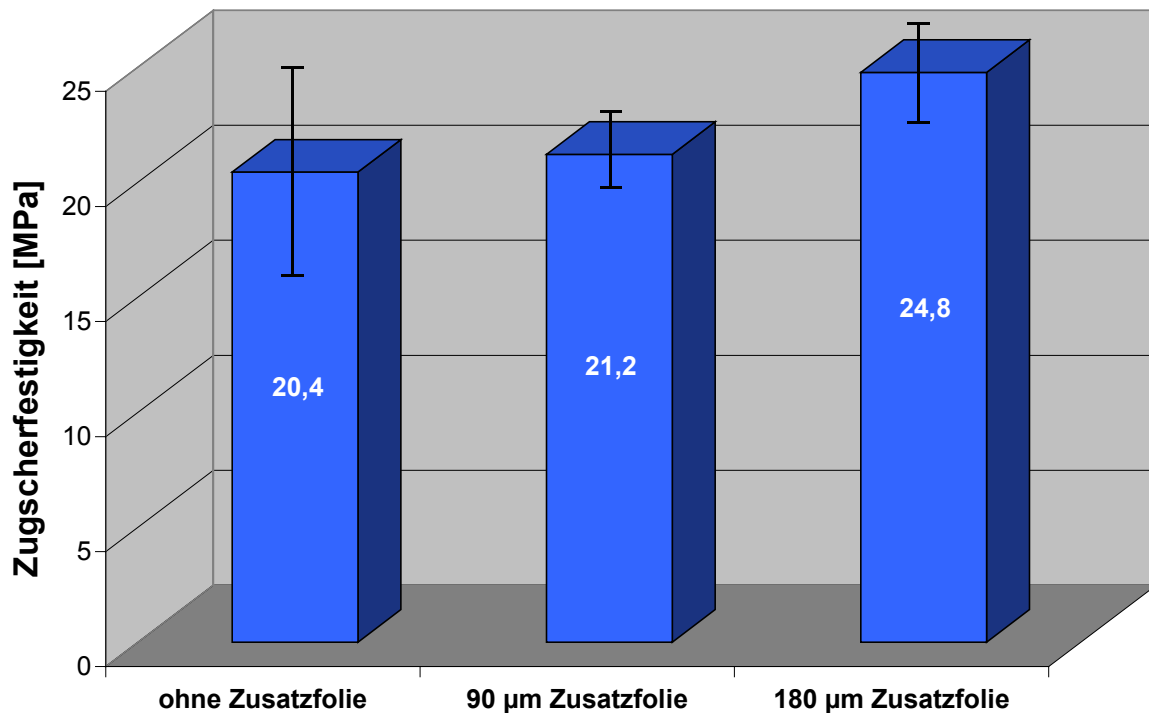


Bild 6.31: Zugscherversuch bei Variation der matrixreichen Fügezone mit einer Fügelänge von 12 mm, CF/GF/PA12

Eine matrixreiche Fügezone verbessert folglich die Zugscherfestigkeit. Bei der Verwendung einer zusätzlichen Polyamid 12 Folie (90 µm) werden Werte von 21,2 MPa und bei zwei zusätzlichen Folien Werte von 24,8 MPa erreicht. Die Standardabweichung halbiert sich bei matrixangereicherten Fügezonen.

In Bild 6.32 wird der Effekt einer matrixreichen Fügezone anhand von REM-Bildern deutlich.

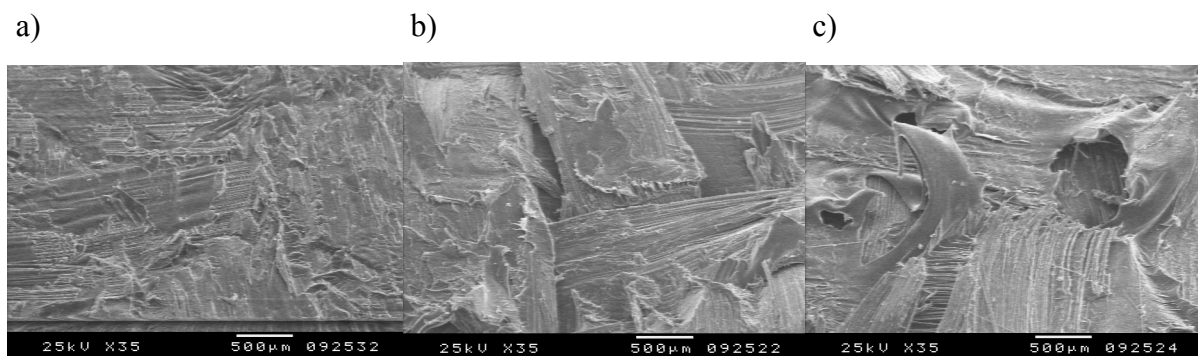


Bild 6.32: Einfluss einer matrixreichen Fügezone:
a) keine Zusatzfolie b) 1 x 90 µm Zusatzfolie c) 2 x 90 µm Zusatzfolie

Im Bild a) ohne zusätzliche Matrixfolie in der Fügezone ist eine faserreiche Oberfläche zu sehen, die in einer Ebene liegt. Einzelne Faserbündel sind nicht zu erkennen. Bei einer zusätzlichen Polyamidfolie (Bild 6.32 b) sind die Faserbündel deutlich zu erkennen, deren

Oberfläche stellenweise noch von Matrix bedeckt ist. Im Bild c), mit 2 Matrixfolien in der Fügezone, sind in noch größeren Umfang Matrixausrisse zu beobachten. Durch die höheren Zugscherfestigkeitswerte bei matrixreicherer Fügezone ist offensichtlich, dass die Festigkeit der Matrix die interlaminare Festigkeit zwischen Faser und Matrix übertrifft. Die zusätzliche Matrix in der Fügezone bewirkt, dass die Faserbündel der beiden zu fügenden Lamine an Abstand gewinnen und die Wahrscheinlichkeit des Aufeinanderliegens von Fasern sinkt.

Die Gefahr des Lufteinschlusses in der Fügezone, und damit das Herabsetzen der mechanischen Eigenschaften durch das Hinzufügen von Matrixfolien, konnte nicht festgestellt werden. Um die Fügezone zu untersuchen, wurden Schliffbilder angefertigt, siehe Bild 6.33.

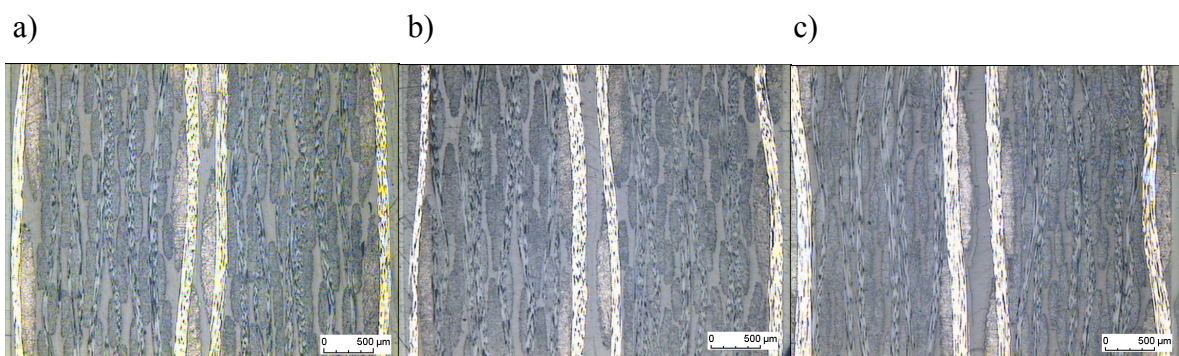


Bild 6.33: Schliffbilder zur Untersuchung von Lufteinschlüssen bei zusätzlichen Matrixfolien in der Fügezone bei CF/GF/PA12: a) keine Zusatzfolie b) 1 x 90µm Zusatzfolie c) 2 x 90 µm Zusatzfolie

Die matrixreiche Fügezone ist in Bild 6.33 b) und c) deutlich zu erkennen. Dagegen sind in keinem der drei Schliffbilder Lufteinschlüsse zu entdecken.

Zwischenfazit: Das Applizieren von Zusatzfolien in der Fügezone erhöht die Zugscherfestigkeit merklich. Die maximal erreichten Zugscherfestigkeitswerte liegen für CF/GF/PA12 mit zwei Zusatzfolien bei 24,8 MPa, was eine Steigerung um etwa 22 % ausmacht. Dadurch wird ebenfalls die Standardabweichung um 50 % gesenkt. Die Gefahr von Lufteinschlüssen ist gering, da in sämtlichen Schliffbildern inklusive der Bilder mit Zusatzfolie keine Poren in der Fügezone entdeckt werden konnten.

7 Ergebnis der experimentellen Untersuchungen

Die Prozessdaten der beiden untersuchten Materialien sind in Tabelle 7.1 dargestellt.

Tabelle 7.1: Prozessdaten von GF/PP und CF/GF/PA12

Material			GF/PP	CF/GF/PA12
Temp.-Organoblech	Fügetemperatur	[°C]	200 – 235	210 – 250
	Aufheiztemperatur*	[°C]	220 – 255	225 – 270
Temp.-Verstärkungsblech	Fügetemperatur	[°C]	170 – 235	210 – 245
	Aufheiztemperatur*	[°C]	185 – 260	230 – 270
Fügedruck		[bar]	10	30
Presszeit		[s]	20	45

* anlagenabhängig

Um eine Zugscherfestigkeit von 16 MPa zu erreichen, sollte die optimale Fügetemperatur des Organobleches beim GF/PP zwischen 200 °C und 235 °C (siehe Tabelle 7.1) liegen. Daraus ergeben sich maximale Aufheiztemperaturen von 220 °C bis 255 °C, wobei dies von der Anlagentechnik abhängt. Der Temperaturbereich des Verstärkungsbleches ist im unteren Temperaturende größer und startet bereits kurz über der Schmelztemperatur bei 170 °C und endet ebenfalls bei 235 °C. Die Fügequalität bei der Herstellung nach der Tailored Blank Methode mit GF/PP ist bereits ab Drücken von 10 bar zufriedenstellend. Eine Presszeit von 60 s ist optimal. Eine Presszeit von 20 s ist möglich aber auch mindestens erforderlich und reduziert die maximale Zugscherfestigkeit um 8,5 %.

Für das CF/GF/PA12 liegt der optimale Temperaturbereich für das Organoblech und das Verstärkungsblech vergleichbar und beträgt zwischen 210 °C und 250 °C, um Zugscherfestigkeitswerte von 20 MPa zu erreichen. Der Füge- oder Pressdruck sollte bei mindestens 30 bar liegen. Auch die Presszeit von mindestens 45 s sollte eingehalten werden, da sonst die Zugscherfestigkeit um bis zu 50 % abfällt.

Der Vergleich mittels der berechneten Orientierungsgeraden zeigt eine gute Übereinstimmung mit den experimentell bestimmten Prozesstemperaturen, siehe Bild 7.1.

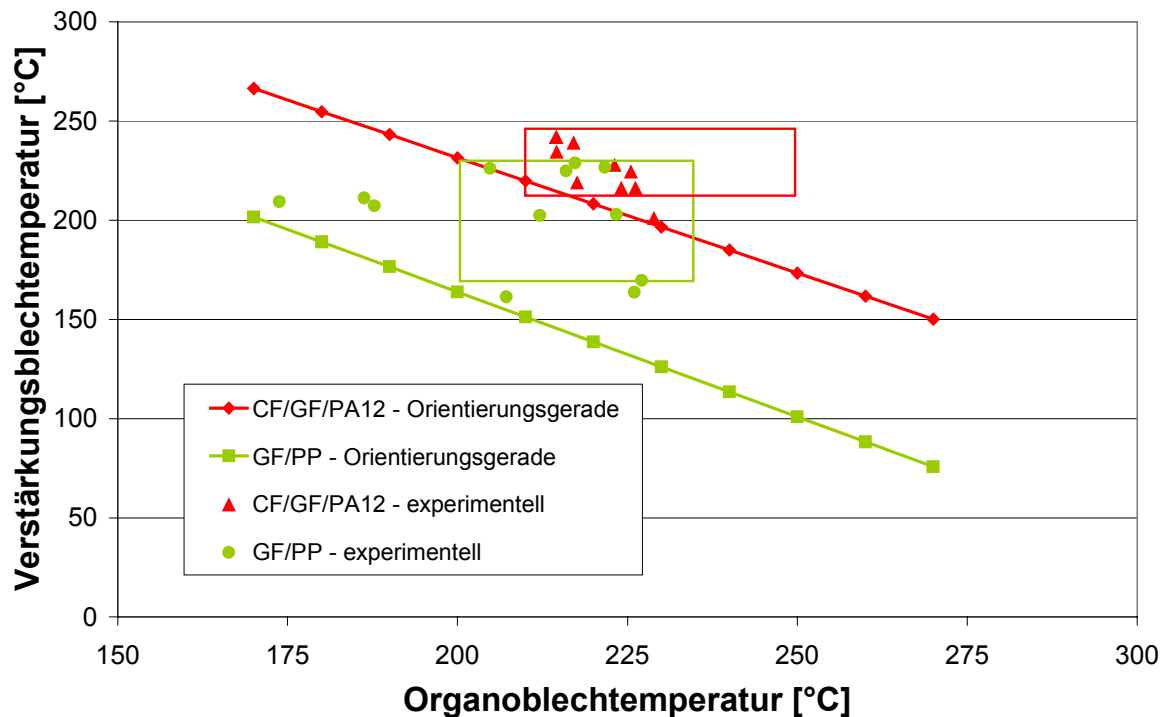


Bild 7.1: Orientierungsgeraden vs experimentell ermittelten Prozesstemperaturen

Die Prozessfenster der untersuchten Materialien GF/PP und CF/GF/PA12 liegen über der Orientierungsgeraden des jeweiligen Materials. Es liegen auch experimentell ermittelte Prozesstemperaturen, die gute Fügequalitäten erbrachten, außerhalb der eingezeichneten Prozessfenster. Die Prozessfenster zeigen nur einen idealen Temperaturbereich an, in dem hohe Fügenahtqualitäten erreicht werden.

In den Bildern 7.2 und 7.3 ist ein Vergleich der hier ermittelten Zugscherfestigkeit mit Schweißverfahren und deren maximal erreichbaren Werten dargestellt.

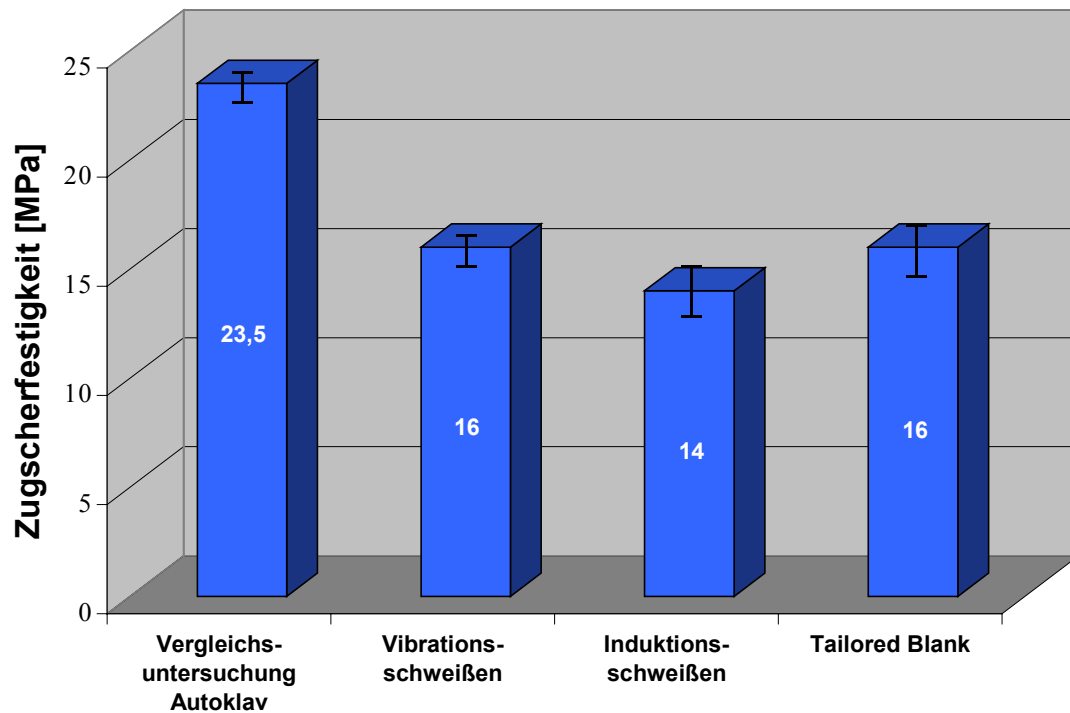


Bild 7.2: Vergleich der Zugscherfestigkeit bei unterschiedlichen Herstellverfahren, GF/PP

Aus Bild 7.2 ist das gute Abschneiden der Tailored Blank Technologie zu erkennen. Die maximal erreichbare Zugscherfestigkeit bei GF/PP wurde bei Vergleichsproben ermittelt, die im Autoklav hergestellt wurden. Bei den im Autoklav hergestellten Proben kann von einer porenfreien Fügenaht ausgegangen werden, wobei der Wert für GF/PP bei 23,5 MPa liegt. Die Werte für die Tailored Blank Technologie und das Vibrationsschweißen liegen mit 16 MPa auf einem Niveau. Das Induktionsschweißen liegt mit durchschnittlichen 14 MPa leicht darunter. Zur Durchführung der Schweißung mittels Induktion benötigt man bei nicht leitenden Materialien ein feines Metallgewebe, welches in einem vorgelagerten Prozessschritt mit 6 x 100 µm dicken Folien Polypropylen (BASF AG, Ludwigshafen) imprägniert wurde [137, 138]. Das Vibrationsschweißen gilt als das Schweißverfahren mit den höchsten Fügefestigkeitswerten, was die sehr gute Anbindung und Fügequalität bei Tailored Blank gefügten Proben unterstreicht [139]. Die Standardabweichungen liegen mit ± 1 MPa bei allen Proben sehr niedrig.

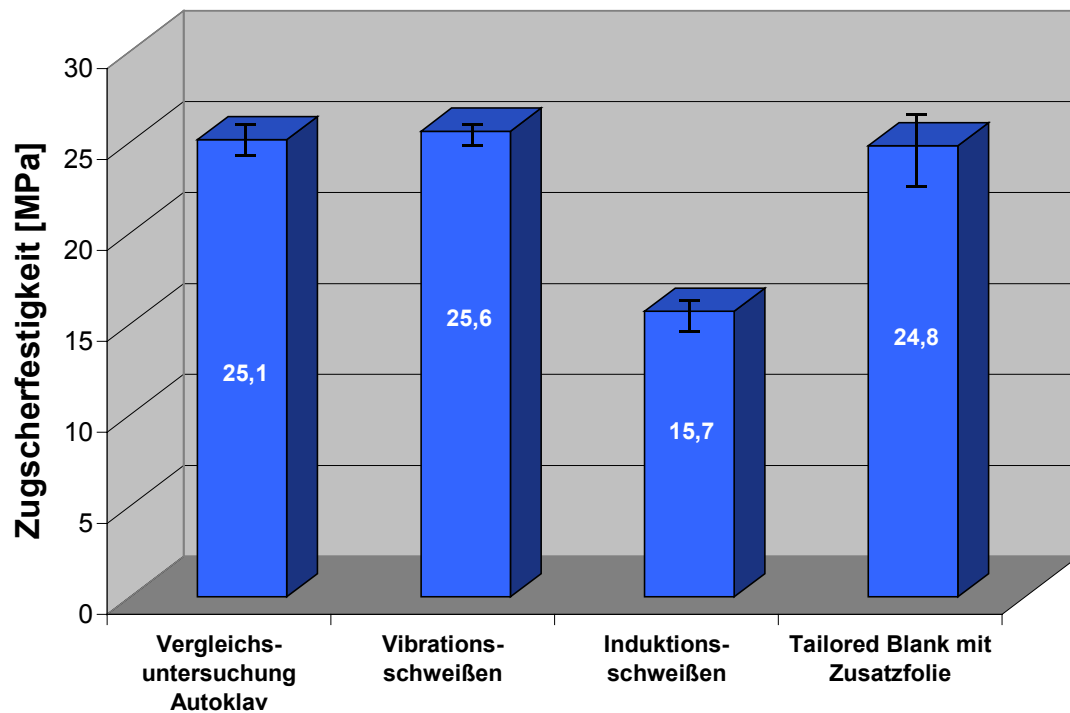


Bild 7.3: Vergleich der Zugscherfestigkeit bei unterschiedlichen Herstellverfahren, CF/GF/PA12

Auch die Zugscherfestigkeitswerte der aus CF/GF/PA12 in der Tailored Blank Technologie hergestellten Proben sind zufriedenstellend. Der Referenzwert der im Autoklav hergestellten Proben von 25,1 MPa konnte mit 24,8 MPa (CF/GF/PA12 mit 2 Zusatzfolien) nicht erreicht werden. Jedoch liegen die Werte der Zugscherfestigkeit der Tailored Blank Proben deutlich über denen der im Induktionsschweißverfahren hergestellten Proben. Die Standardabweichungen der Proben der Tailored Blank Technologie sind mit $\pm 2,3$ MPa höher als die der Vergleichsproben mit durchschnittlich ± 1 MPa. Die Abweichung liegt aber unter 10 % und damit im unkritischen Bereich.

8 Wirtschaftliche Untersuchungen des dickenadaptiven Umformens mit separatem Aufheizen

8.1 Annahmen für die statische Vergleichskostenrechnung

Die Verfahren der Kostenvergleichsrechnung werden in der Regel zur Betrachtung von Investitionsalternativen angewendet und lassen sich weiter in die beiden Gruppen der dynamischen und der statischen Verfahren unterteilen [140]. Der hier angestellten Vergleich der Tailored Blank Technologie, des Vibrationsschweißens und des Induktionsschweißens wird mit Hilfe der statischen Vergleichskostenrechnung durchgeführt.

In den Kostenvergleich werden alle durch das jeweilige Investitionsvorhaben verursachten fixen und variablen Kosten einbezogen (Gesamtkosten). Zu den fixen Kosten gehören die Betriebs- und Kapitalkosten. Die Betriebskosten beinhalten i.a. die Wartungskosten, Gebäudenutzungskosten sowie fixe Kosten für Roh-, Hilfs- und Betriebsstoffe.

Die Wartungskosten stellen den zeitlichen Aufwand für regelmäßige Instandhaltungsarbeiten an den Fertigungsanlagen dar. Der Gebäudenutzungssatz wird stellvertretend für Energie-, Grundstück- und Gebäudekosten angesetzt und bezieht sich auf den jeweiligen Raumbedarf einer Fertigungsanlage. Die Kapitalkosten umfassen die kalkulatorischen Abschreibungen und die kalkulatorischen Zinsen auf das durchschnittlich gebundene Kapital. Sie berechnen sich nach den Gleichungen 8.1 und 8.2 [141, 142].

$$AS = \frac{AW - RW_n}{n} \quad (\text{Gl. 8.1})$$

$$ZK = i \cdot \frac{AW + RW_{n-1}}{2} \quad (\text{Gl. 8.2})$$

mit

AS	durchschnittliche Abschreibung pro Periode
ZK	durchschnittliche Zinsen pro Periode
AW	Anschaffungskosten
n	Anzahl der Nutzungsperioden
RW_n	Restwert am Ende der Nutzungsdauer (hier = 0)
RW_{n-1}	Restwert zu Beginn des letzten Nutzungsjahres (hier = 0)
i	kalkulatorische Zinssatz

Die kalkulatorischen Abschreibungen stellen den Wertverlust der Anlagen dar, der durch Verschleiß und technischen Fortschritt bzw. Veralterung entsteht.

Die kalkulatorischen Zinsen stellen keine real anfallenden Kosten dar, sondern entgangene Gewinne, die bei einer alternativen Verwendung des gebundenen Kapitals auf dem Kapitalgütermarkt erzielbar wären. Bei einer Fremdfinanzierung der Anlage würden die kalkulatorischen Zinsen den Fremdkapitalzinsen entsprechen. Bei eingesetztem Eigenkapital wird eine geforderte Mindestverzinsung angenommen. Die Kapitalkosten sind fixe Kosten, die unabhängig von der Nutzungsintensität einer Investition anfallen.

Des weiteren entstehen variable Kosten, die von der jeweiligen Nutzungsintensität einer Investition abhängig sind. Zu ihnen gehören Energiekosten, Materialkosten, Roh- und Betriebsstoffkosten, Wartungs- und Instandhaltungskosten sowie Personalkosten. Die Energiekosten (Stromverbrauch) entstehen in Höhe der Maschinennennleistung und Maschinenlaufzeit. Die Materialkosten entstehen durch die Beschaffung von Halbzeugen bzw. Materialien zur Halbzeugherstellung. Die Personalkosten richten sich danach, wie viele Werker bzw. Techniker im Fertigungsverfahren zum Einsatz kommen und ob im Ein- oder Mehrschichtbetrieb gefertigt wird.

Als Beispiel wird eine Seitenleitwerksrippe (SLWR) gewählt, da an dieses Bauteil 2 C-Profile und 14 L-Profile nachträglich befestigt werden, siehe Bild 8.1.

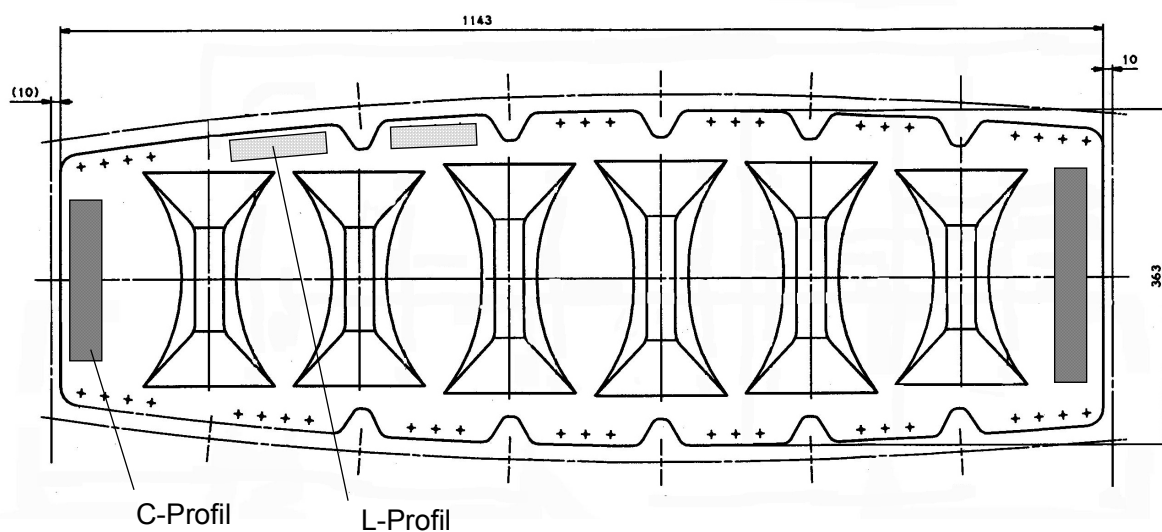


Bild 8.1: Seitenleitwerksrippe mit C- und L-Profilen

Bei thermoplastischer Bauweise der Seitenleitwerksrippe liegt das Schweißen dieser Anbauteile nahe. Als Material wird glasfaserverstärktes Polypropylen (GF/PP) gewählt. Die Materialkosten belaufen sich bei diesem Bauteil bei konstant angenommenen Preis auf 85 DM, siehe Tabelle 8.1.

Tabelle 8.1: Materialkosten der Seitenleitwerksrippe mit C- und L-Profilen

		Rohmaterialplatte	C-Profil	L-Profil
Dicke	[mm]	2	2	2
Abmessungen	[mm ²]	648.600	9.000	8.820
Volumen	[cm ³]	1.297	18	18
Dichte	[g/cm ³]	1,59	1,59	1,59
Gewicht	[kg]	2,06	0,03	0,03
Abfallfaktor	[%]	23,2		
SLWR-Gewicht	[kg]	2,03		
Preis	[DM/kg]	35	44	40
Teile-Materialkosten	[DM]	68	2	15
SLWR-Materialkosten	[DM]	85		

Die Betriebswirtschaftlichen Annahmen für die statische Vergleichskostenrechnung sind in Tabelle 8.2 zusammengefasst.

Tabelle 8.2: Betriebswirtschaftliche Annahmen für die statische Vergleichskostenrechnung

Betriebswirtschaftliche Kenndaten		
Kalkulatorische Zinssatz	[%]	6
Abschreibungsdauer	[a]	8
Arbeitsstunden	[h/a]	1.800
Raumkostensatz	[DM/m ² /a]	350
Energiekostensatz	[DM/kW]	0,19
Personalkostensatz	[DM/h]	50
Wartungs- Instandhaltungssatz	[%]	40
Schicht-/Überstundenzuschlag	[%]	25

Die Wartungs- und Instandhaltungskosten wurden infolge fehlender praktischer Erfahrungswerte und der Kontinuität des Stundensatzes mittels eines auf die kalkulatorische Abschreibung der jeweils betrachteten Anlagen anzusetzenden Prozentschlags von 40 % angenommen.

Die zu vergleichenden Fertigungsprozesse mit den dazugehörigen Investitionsmitteln sind in Tabelle 8.3 aufgelistet.

Tabelle 8.3: Fertigungsprozesse mit den zugehörigen Investitionsmitteln

	Erwärmen	Umformen	Fügen	Besäumen
Tailored Blank Technologie	Strahlerfeld 1, Strahlerfeld 2	Umformanlage, Umformwerkzeug 1, 2 Ölheizgeräte	-	Fräse
Vibrationsschweißen	Strahlerfeld 1	Umformanlage, Umformwerkzeug 2, 2 Ölheizgeräte	Vibrations- schweißanlage, Schweißwerkzeug 1	Fräse
Induktionsschweißen	Strahlerfeld 1	Umformanlage, Umformwerkzeug 2, 2 Ölheizgeräte	Induktions- schweißanlage, Schweißwerkzeug 2	Fräse

Die Investitionskosten sowie die Peripheriedaten der einzelnen Investitionsanlagen sind in Tabelle 8.4 dargestellt.

Tabelle 8.4: Investitionskosten sowie Peripheriedaten der Investitionsgüter

	Investitions- kosten	Platzbedarf	Energie- verbrauch	Hilfs-/Betr. kosten	Zykluszeit
	[DM]	[m ²]	[kW]	[DM/a]	[h]
Strahlerfeld 1	115.000	5	80	-	0,022
Strahlerfeld 2	9.300	4	20	-	0,022
Umformanlage	550.000	20	60	4.000	0,022
Umformwerkzeug 1	100.000	-	-	-	-
Umformwerkzeug 2	90.000	-	-	-	-
2 Ölheizgeräte	40.000	6	48	-	-
Vibrationsschweißanlage	690.000	30	53	-	0,014
Schweißwerkzeug 1	25.000	-	-	-	-
Schweißwerkzeug 2	15.000	-	-	-	-
Induktionsschweißanlage	260.000	25	15	-	0,109
Fräsmaschine	400.000	10	15	8.000	0,004

Aus Tabelle 8.4 geht hervor, dass die Investitionsmittel für das Strahlerfeld 2 wesentlich geringer sind als für die Anlagen zum Vibrations- oder Induktionsschweißen. Die Zykluszeit der Induktionsschweißanlage liegt zudem mit 0,109 h deutlich über den erreichbaren Zykluszeiten der anderen beiden Varianten.

8.2 Ergebnis der Wirtschaftlichkeitsuntersuchung

Das Ergebnis der statischen Vergleichskostenrechnung ist in den Bildern 8.2 und 8.3 dargestellt.

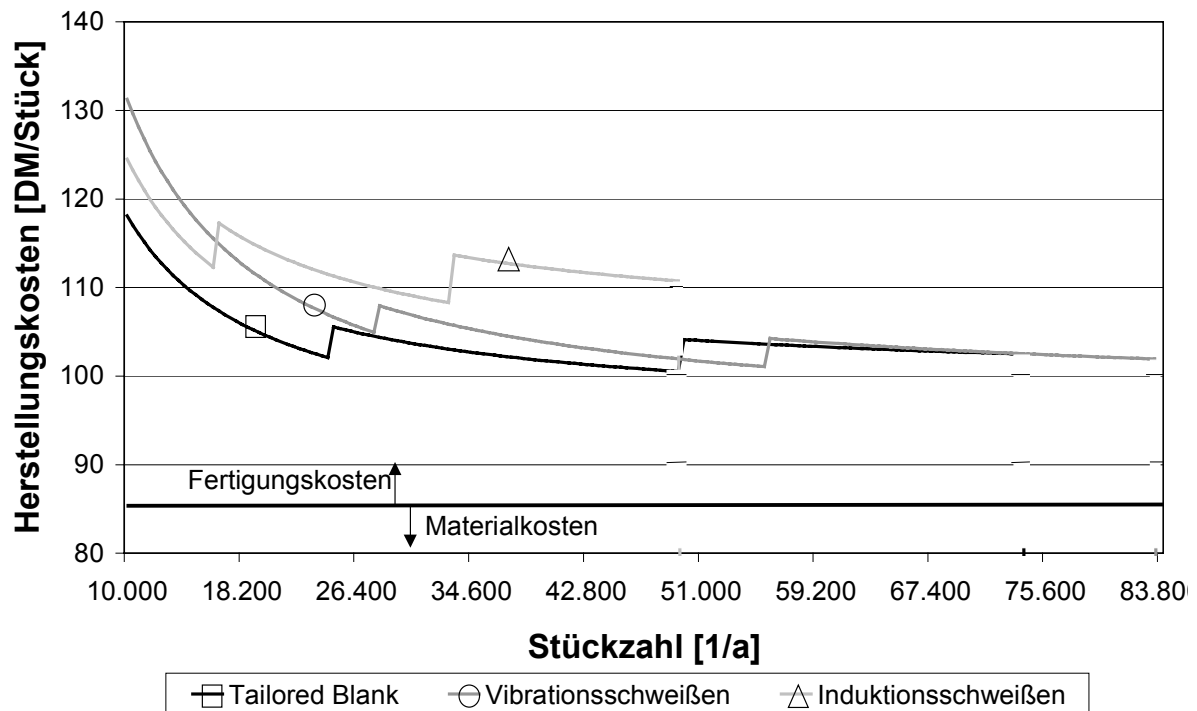


Bild 8.2: Herstellungskosten der untersuchten Fertigungsverfahren in Abhängigkeit der Stückzahl

Bild 8.2 zeigt die Herstellungskosten der drei Verfahrensvarianten in Abhängigkeit der Stückzahl. Die Materialkosten von 85 DM sind mit einer Linie markiert. Die Kosten oberhalb dieser Linie stellen die Fertigungskosten dar. Die Materialkosten betragen je nach Stückzahl bis zu 84 % der Herstellkosten und dominieren ab Stückzahlen von 10.000 Einheiten. Die Kosten des Induktionsschweißens liegt deutlich über denen der beiden anderen Verfahren. Die Unstetigkeiten in den Kurvenverläufen kommen durch die Stückzahlerhöhung und die daraus resultierende zusätzliche Arbeitsschicht zustande. Die Herstellungskosten und damit die Fertigungskosten der Tailored Blank Technologie liegen im Stückzahlbereich bis etwa 50.000 unterhalb der Fertigungskosten des Vibrationsschweißverfahrens.

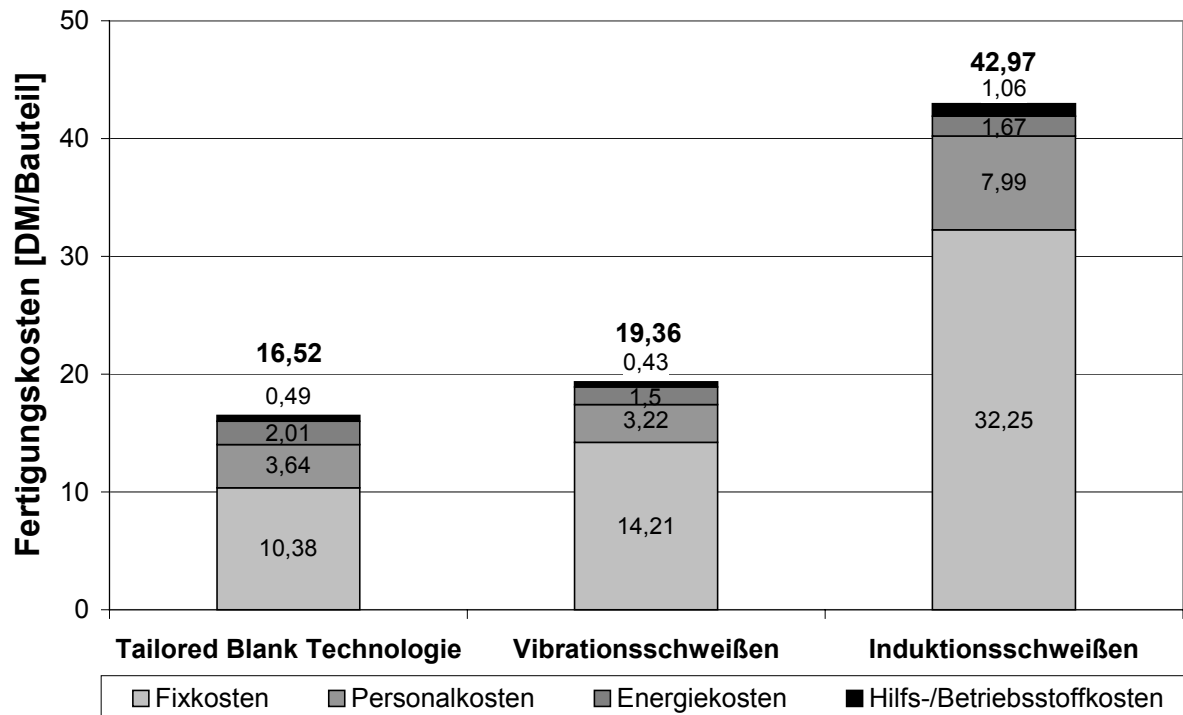


Bild 8.3: Fertigungskosten der untersuchten Fertigungsprozesse bei 100 % Auslastung

Die Fertigungskosten der Prozesse bei einer 100 % Auslastung sind in Bild 8.3 angegeben. Unter Fertigungskosten sollen die Herstellungskosten ohne Materialkosten verstanden werden. Bei der Tailored Blank Technologie sind hierbei 25.000 Bauteile in einem Einschicht Betrieb herstellbar. Bei Verwendung einer Vibrationsschweißanlage sind sogar 28.000 Bauteile produzierbar. Die Induktionsschweißanlage fällt mit 16.500 Einheiten zurück, was auf die hohen Zykluszeiten dieses Prozesses zurückzuführen ist. Die Fertigungskosten der Tailored Blank Technologie liegen mit 16,52 DM pro Bauteil am niedrigsten, dicht gefolgt von der Vibrationsschweißtechnik (19,36 DM). Das Induktionsschweißverfahren ist mit 42,97 DM unwirtschaftlich, da hier die Umformanlage kaum ausgelastet ist. Das Einsparpotential der Fertigungskosten liegt demnach bei Verwendung der Umformung/Fügen-Kombination bei 14,7 bzw. 61,6 % gegenüber den traditionellen Schweißprozessen. Hauptkostentreiber sind bei allen drei Prozessen die Fixkosten.

Werden die Herstellungskosten, also die Material- und die Fertigungskosten, betrachtet, bleibt die absolute Kostenreduzierung der Tailored Blank Technologie erhalten. Die prozentuale Kostenreduzierung vermindert sich aber auf 2,7 % bzw. 20,7 %.

Die Materialkosten dominieren die Herstellungskosten sehr stark. Bei Auslastung der Verfahren ist die Reduzierung der Fertigungskosten bei Verwendung der Tailored Blank Technologie gegenüber dem Vibrationsschweißverfahren gering. Die Induktionsschweißanlage ist bei geringen Stückzahlen einzusetzen. Die flexible Handhabung und Gestaltungsfreiheit der Fügenaht sind die Hauptvorteile dieses Schweißverfahrens. Die Flexibilität ist bei den anderen beiden Verfahren nicht so hoch, dagegen ist die Fügequalität besser. Nachteilig wirkt beim Vibrationsschweißen das Austreten von verdrängtem Material in der Schweißzone, welches evt. aus optischen Gründen in einem nachträglichen Schritt entfernt werden muss. Bei höheren Stückzahlen ist die Verwendung der Kombinationstechnologie (Tailored Blank Technologie) nur bei einer Neuinvestition sinnvoll. Falls bereits eine Vibrationsanlage zur Verfügung steht, ist deren Nutzung wirtschaftlicher. Sind die Fertigungs- bzw. Schweißanlagen nicht ausgelastet, ist wegen der niedrigen Investitionskosten auf jeden Fall die Tailored Blank Technologie zu empfehlen.

9 Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit beschreibt die Entwicklung eines neuartigen Verarbeitungsverfahrens für kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste, in dem der Fügeprozess in den Formgebungsprozess integriert wird. Dies führt zu einer Prozesskettenverkürzung und damit zu einer Durchlaufzeitverkürzung der Produkte und einer Senkung des Investitionsaufwandes. Einen weiteren wichtigen Vorteil stellt die Variationsmöglichkeit der Laminatdicke dar. Vor allem an Stellen mit besonders hoher mechanischer Beanspruchung kann mit Hilfe dieses Verfahrens, der Tailored Blank Technologie, die Dicke des Laminates gezielt erhöht werden. Die Materialeinsparung führt zur Gewichtsoptimierung und senkt die Kosten.

Das Konzept der Tailored Blank Technologie für Faserkunststoffverbunde sieht neben dem externen Strahlerfeld für das umzuformende Organoblech ein weiteres Strahlerfeld für die Erwärmung der Aufdickungs- bzw. Verstärkungsbleche vor. Diese Verstärkungsbleche werden in dafür vorgesehene Kavitäten der Matrize eingelegt. Für die Untersuchungen konnte in dem Versuchswerkzeug der Fügedruck mit Hilfe von hydraulisch angesteuerten Zylindern variiert werden. Nachdem das Organoblech vollständig und das Verstärkungsblech von der Oberseite her auf die gewünschten Temperaturen erwärmt wurden, wird das Organoblech zwischen die Werkzeughälften positioniert und umgeformt. Dabei werden die Aufdickungs- bzw. Verstärkungsbleche mit dem Organoblech gefügt.

Mit Hilfe der thermodynamischen Analyse des Kombinationsverfahrens wurden Fügewärmen errechnet, die zu einer guten Fügequalität der verwendeten Materialien führen. Die daraus hergeleiteten Orientierungsgeraden beschreiben die Prozesstemperaturen des Organo- und des Verstärkungsbleches.

Durch die experimentellen Untersuchungen wurde die thermodynamische Modellierung verifiziert. Andere Prozessparameter, wie Pressdruck und Presszeit, werden deutlich durch den Faservolumengehalt beeinflusst. Bei hohen Faserverstärkungsanteilen kann die Fügezone mit Matrix angereichert werden, wodurch die Zugscherfestigkeit erhöht und die Standardabweichung deutlich gesenkt wird. Untersuchungen mit dem Vibrations- und Induktionsschweißverfahren zeigen gleichwertige Festigkeitswerte der Tailored Blank Technologie.

Die Analyse der statischen Vergleichskostenrechnung belegt den wirtschaftlichen Herstellungsprozess der Tailored Blank Technologie. Die Herstellungskosten einer Seitenleitwerksrippe, gefertigt mit der Tailored Blank Technologie, liegen gemeinsam mit den Kosten des Vibrationsschweißverfahrens auf einem niedrigen Niveau. Mit dem Induktionsschweißen sind nur niedrige Stückzahlen produzierbar, wodurch die Herstellungskosten der beiden anderen Verfahren nicht erreicht werden.

Die vorliegende Arbeit leistet einen wesentlichen Beitrag zur industriellen Umsetzung der Umformtechnik von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten. Mit der neu entwickelten Tailored Blank Technologie wird die Prozesskette unter Beibehaltung der Zugscherfestigkeitswerte verkürzt. Das Gewichtseinsparpotenzial dieser Werkstoffgruppe kombiniert mit der nun möglichen dickenadaptiven Bauteilfertigung wird zu einer vermehrten Verbreitung dieser Verarbeitungstechnologie führen.

10 Literaturverzeichnis

- [1] Neitzel, M., Breuer, U.: Die Verarbeitungstechnik der Faser-Kunststoff-Verbunde. München: Carl Hanser Verlag 1997.
- [2] Ehrenstein, G.W.: Faserverbund-Kunststoffe. München: Carl Hanser Verlag 1992.
- [3] Michaeli, W., Wegener, M.: Einführung in die Technologie der Faserverbundwerkstoffe . München: Carl Hanser Verlag 1989.
- [4] Mattus, V.: Zur werkstofflichen Verwertung lang- und endlosfaserverstärkter Thermoplaste. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Schriftenreihe Band 6, 2000.
- [5] Menges , G.: Werkstoffliche Grundlagen und Technologie des Kunststoffrecyclings. Gummi Asbest Kunststoffe 46 (1993) 2, S. 62-68.
- [6] Menges , G, Michaeli, W.,Bittner, M.: Recycling von Kunststoffen. München: Carl Hanser Verlag 1992.
- [7] Wiedemann, P.: Stoffliches Recycling. Kunststoffe 90 (2000) 2, S. 65 – 70.
- [8] Altautoverordnung. Deutscher Bundestag, Drucksache 13/5998, 07.November 1997.
- [9] Friedl, C.: EU macht es dem Pkw-Leichtbau künftig schwer. VDI nachrichten (2000) 41, S. 5.
- [10] Friedl, C.: Schredderleichtmüll macht schwere Probleme. VDI nachrichten (2000) 42, S. 36.
- [11] Renz, R., Wendlandt, T.; Kasper, F.-J.: Recyclinggerechte Befestigungstechnik. Forschungskuratorium Maschinenbau e.V., Forschungsheft 248 (1999).
- [12] Renz, R.: Was man aus dem „Gelben Sack“ machen kann. UNI_SPECTRUM Kaiserslautern 1 (2001), S. 63-65.
- [13] Zepf, H.-P., Sprenger, K.-H.: Composite-Sandwichbauteile durch Zwischenspritzen von geschäumten Thermoplasten. Proceedings '28. AVK-Tagung', Baden-Baden, (1997), S. 1-10.
- [14] Zepf, H.-P., Sprenger, K.-H.: Rationelle Serienfertigung von Faserverbundteilen mit thermoplastischer Matrix. Proceedings '25. AVK-Tagung', Baden-Baden, (1993), S. B 11-1-B11-7.
- [15] Nowacki, J.; Neitzel, M.: Zehenschutz in Leichtbauweise. Schuhtechnik International. 91 (1997) 9, S. 25-27.
- [16] Münter, F.: Komfort und Funktionalität. Kunststoffe 89 (1999) 6, S. 102–104.

- [17] Ziegmann, G., Hintermann, M.: Faserverbund-Mountainbike. *Kunststoffe* 89 (1999) 2, S. 95–99.
- [18] Edelmann, K., Mattus, V., Neitzel, M.: Verarbeitbarkeit und Anwendungspotentiale von kohlenstoffaserverstärkten thermoplastischen Preßmassen. *Proceedings* ,2. Internationale AVK-TV-Tagung‘, Baden-Baden (1999), B13 S. 1-12.
- [19] Brüssel, R.: Ein Jahr Serienproduktion von Menzolit-Fibron-LFT mit dem Direktverfahren. *Proceedings* ,1. Internationale AVK-TV-Tagung‘, Baden-Baden (1998), A2 S. 1-9.
- [20] Gleich, K.: Langfaserverstärkte Thermoplaste im Strangablegeverfahren – ein neues Verfahren. *Proceedings* ,28. AVK-Tagung‘, Baden-Baden (1997), A14 S. 1-6.
- [21] Labatzke, W., Schmid, K.-E.: Entwicklung der Kunststoff-Rückwandtür und Kunststoff-Kotflügel vorn der A-Klasse. *Proceedings* ,Kunststoffe im Automobilbau‘98‘, Mannheim, VDI-Verlag, Düsseldorf (1998), S. 377 – 389.
- [22] N.N.: Erste thermoplastische Heckklappe. *Kunststoffe* 87 (1997) 12, S. 1803.
- [23] Breuer, U., Neitzel, M.: The challenge of stamp forming high-strength thermoplastic composites for transportation. *Proceeding* ,42nd SAMPE Symposium, Anaheim, USA, 4.-8. May (1997).
- [24] Mayer, C.: Prozeßanalyse und Modellbildung bei der Herstellung gewebeverstärkter, thermoplastischer Halbzeuge. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Schriftenreihe Band 5, 2000.
- [25] Ostgathe, M.: Zur Serienfertigung gewebeverstärkter Halbzeuge für die Umformung. *Fortschrittsberichte VDI 2-440*, Düsseldorf: VDI-Verlag 1997.
- [26] M. Ostgathe, C. Mayer, M. Päßler: Herstellung von Organoblechen mit Thermoplastpulver - eine wirtschaftliche Alternative. *Proceedings* ,IVW Kolloquium‘, Kaiserslautern, (1996).
- [27] Hartmann, A., Wöginger, A., Neitzel, M.: Cost Effective Processing of Continuous Fibre Reinforced Thermoplastics. *Materials Technology*. 13 (1998) 4, S. 160-165.
- [28] Trende, A., Aström, B.T., Wöginger, A., Mayer, C., Neitzel, M.: Modelling of heat transfer in thermoplastic composites manufacturing: double belt press lamination. *Composites Part A* 30 (1999) S. 935-943.
- [29] Spelz, U., Schulze, V.: Intervall-Heißpreßverfahren. *Kunststoffe* 85 (1995) 5, S. 665-668.
- [30] Lee, W.I., Springer, G.S.: A Model to the Manufacturing Process of Thermoplastic Matrix Composites. *Journal of Composite Materials*, 21 (1987), S. 1017-1055.

- [31] Nowacki, J., Schuster, J., Mitschang, P., Neitzel, M.: Thermoformen von GFK. Kunststoffe. 89 (1999) 6 S. 56-60.
- [32] Smiley, A. J., Schmitt, T. E.: Assessment of aligned fibre reinforced thermoplastic composite sheet forming processes. Proceedings ,23rd International SAMPE Technical Conference, 21-24. Okt. 1991, (1991) S. 1112-1126.
- [33] Harper, R. C.: Thermoforming of Thermoplastic Matrix Composites-Part 1. SAMPE Journal. 28 (1992) 2, S. 9-17.
- [34] Harper, R. C.: Thermoforming of Thermoplastic Matrix Composites-Part 2. SAMPE Journal. 28 (1992) 3, S. 9-17.
- [35] Okine, R. K.: Analysis of Forming Parts from advanced Thermoplastic Composite Sheet Materials. SAMPE Journal. 25 (1989) 3, S. 9-19.
- [36] Cattanach, J. B., Cogswell, F. N.: Processing with Aromatic Polymer Composites. In ,Developments in Reinforced Plastics-5‘. Pritchard, G. (Ed.). London: Elsevier Applied Science Publishers 1986, S. 1-38.
- [37] N.N.: Thermoplastische Sandwichbauteile. ATZ Automobiltechnische Zeitschrift 102 (2000) 4, S. 238.
- [38] N.N.: Thermoplastics drive into the future. Reinforced Plastics 10 (1998), S. 46 – 50.
- [39] Chapman, G. B.: The Need and Requirements driving the Development of Polymer Composites for Automotive Applications. Proceedings ,ICCM-11‘, Gold Coast, Australia, 14th-18th July 1997.
- [40] Dyckhoff, J., Haldenwanger, H.-G., Reim, H., Schönleber, G.: Lenker aus Faserverbundwerkstoff mit Thermoplastmatrix. Proceedings ,Kunststoffe im Automobilbau‘98‘, Mannheim, VDI-Verlag, Düsseldorf (1998), S.155 – 176.
- [41] Singkofer, R., Mehn, R.: Advanced thermoplastic composite based on knitted fabrics with weft-insertion – Economical Application in highly loaded vehicle components. Proceedings ,17th Europe SAMPE Conference‘, Basel, Schweiz, 28th-30th May 1996, S. 273-286.
- [42] Baron, C., Mehn, R.: Thermoplastic Composites in Vehicle Application. Proceedings ,6th European Conference on Composite Materials, Cambridge, UK 1993, S. 573 – 578.
- [43] Schäfer, J., Zürn, M., Feinle, H., Kuch, I., Bayer, F.-J.: Umformverhalten von gewebeverstärkten Thermoplasten mit wirrfaserverstärkten Kernschichten. Proceedings ,14. Stuttgarter Kunststoff-Kolloquium, Stuttgart, 22/23. März 1995, S. 1 –12.
- [44] Brüdgam, S., Henkelmann, H.: Anforderungsprofil an Faser-Kunststoff-Verbund-Halbzeuge für Kfz-Leichtbaukomponenten. Proceedings ,Kunststoffe im Automobilbau‘96‘, Mannheim, VDI-Verlag, Düsseldorf (1996).

- [45] Nowacki, J., Neitzel, M.: Fahrzeug-Außenteile aus Organoblechen. *Kunststoffe*. 87 (1997) 9, S. 1154 – 1156.
- [46] Mehn, R., Seidl, F., Peis, R., Frei, P.: Hochbelastbare dünnwandige Fahrzeugstrukturbauteile aus glasfaserverstärkten Thermoplasten. *Proceedings ‚Materialforschung-Neue Werkstoffe‘*, Würzburg, 2-4. Nov. 1994, S. 533 – 571.
- [47] Möller, F.: Materialmodellierung für die Umformsimulation gewebeverstärkter thermoplastischer Halbzeuge. *Dissertation Universität Kaiserslautern* (1998).
- [48] Neitzel, M., Blinzler, M., Edelmann, K., Hoecker, F.: Surface Quality Characterization of Textile-Reinforced Thermoplastics. *Polymer Composites*, 21 (2000) 4, S. 630-635.
- [49] Blinzler, M., Hoecker, F., Mitschang, P., Neitzel, M.: Faserverstärkte Thermoplaste mit „Class A“-fähiger Oberfläche?. *Proceedings ‚3. Internationale AVK-TV-Tagung‘*, Baden-Baden (2000), A7 S. 1-10.
- [50] Louis, M., Maier, M., Radmann, T., Rückert, C.: Simulation of forming processes of fabric reinforced thermoplastics. In *‚Advances in Composite materials & Structures. De Wilde, W.P., Blain, W.R., Brebbia, C.A. (Ed.). Southampton (UK): WIT Press 2000, S. 355-364.*
- [51] Smiley, A.J. Diaphragm Forming of Carbon Fiber Reinforced Thermoplastic Composite Materials. *Dissertation. University of Delaware (USA) 1988.*
- [52] O Bradaigh, C.M.: Analysis and Experiments in Diaphragm Forming of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastics. *Dissertation. University of Delaware (USA) 1990.*
- [53] Ziegmann, G.: Umformen im Diaphragma-Verfahren. In *‚Faserverbundwerkstoffe mit thermoplastischer Matrix. Bartz, W. J. (Ed), Expert Verlag, Renningen Malsheim (1997), S. 143 – 160.*
- [54] Pohl, C., Michaeli, W.: Automated Diaphragm-Forming-Line for Processing of Thermoplastic Composites with reduced Cycle Time. *Proceedings ‚43rd International SAMPE Symposium‘*, 31.Mai – 4. Juni (1998), S. 1979-1991.
- [55] Mallon, P. J., O’Bradaigh, C.M., Pipes, R. B.: Polymeric Diaphragm Forming of Continuous Fibre Reinforced Thermoplastics. *Proceedings ‚33rd International SAMPE Symposium, 7.-10. März (1998), S. 47-61.*
- [56] Delaloye, S., Niedermeier, M.: Optimisation of the diaphragm forming process for continuous fibre-reinforced advanced thermoplastic composites. *Composites Manufacturing* 6 (1995), S. 135-144.
- [57] Harper-Tervet, J., Reeve, S., Schwarz, J., Stratton, R., Tervet, F.: Superplastic diaphragm forming of thermoplastic complexshaped composites as a cost effective manufacturing process. *Proceedings ‚29th International SAMPE Technical Conference‘*, 28. Okt.-1. Nov. (1997), S. 383-394.

- [58] Krebs, J., Bhattacharyya, D., Friedrich, K.: Production and evaluation of secondary composite aircraft components-a comprehensive case study. *Composites Part A*. 28A (1997), S. 481-489.
- [59] Krebs, J., Friedrich, K., Bhattacharyya, D.: A direct comparison of matched-die versus diaphragm forming. *Composites Part A* 29A. (1998), S. 183-188.
- [60] Nowacki, J., Neitzel, M.: Bauteilherstellung mittels Umformen von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten. In ‚Moderne Werkstoffe‘. Bartz, W.J. (Hrsg.). Renningen: expert verlag 2000, S. 282 - 295.
- [61] Breuer, U. P.: Beitrag zur Umformtechnik gewebeverstärkter Thermoplaste. *Fortschrittsberichte VDI-2/433*, Düsseldorf: VDI-Verlag 1997.
- [62] Jehrke, M.: Umformen gewebeverstärkter thermoplastischer Prepregs mit Polypropylen- und Polyamidmatrix im Preßverfahren. Dissertation RWTH Aachen (1995).
- [63] Hou, M.: Zum Thermoformen und Widerstandsschweißen von Hochleistungsverbundwerkstoffen mit thermoplastischer Matrix. Dissertation Universität Kaiserslautern (1993).
- [64] Scherer, R.: Charakterisierung des Zwischenlagenabgleitens beim Thermoformen von Kontinuierlich faserverstärkten Polypropylen-Laminaten. *Fortschrittsberichte VDI-5/288*, Düsseldorf, VDI-Verlag 1992.
- [65] Nowacki, J., Fujiwara, J., Mitschang, P., Neitzel, M.: Deep Drawing of Fabric Reinforced Thermoplastics: Maximum Drawing Depth and Mechanism of Wrinkle Formation. *Polymers & Polymer Composites*. 6 (1998) 4, S. 215 – 222.
- [66] Breuer, U., Neitzel, M.: High Speed Stamp Forming of Thermoplastic Composite Sheets. *Polymers & Polymer Composites*. 4 (1996) 2, S. 117 – 123.
- [67] U. Breuer, M. Ostgathe: Halbzeug- und Bauteilherstellung - Umformverfahren. Faserverbundwerkstoffe mit thermoplastischer Matrix. In ‚Faserverbundwerkstoffe mit thermoplastischer Matrix. Bartz, W. J. (Ed), Expert Verlag, Renningen Malsheim (1997), S. 106 – 131.
- [68] M. Ostgathe, U. Breuer, M. Neitzel: Thermoplastische Hochleistungsverbundwerkstoffe - Vom Halbzeug zum Bauteil in Sekunden. *Technische Rundschau* 45 (1995) S. 26-28.
- [69] Hofstee, J., de Boer, H., van Keulen, F.: Elastic stiffness analysis of a thermoformed plain-weave fabric composite, Part I: geometry. *Composites Science and Technology* 60 (2000), S. 1041-1053.
- [70] Hou, M., Ye, L., Mai, Y.W.: Manufacturing Process and Mechanical Properties of Thermoplastic Composite Components. *Journal of Materials Processing technology* 63 (1997), S. 334-338.

- [71] Offringa, A.R.: Thermoplastic Aircraft Floor Panels, Technologies and Applications. *Journal of Advanced Materials*. 26 (1995) 2, S. 12 – 18.
- [72] Offringa, A.R.: Thermoplastic Composites in Aerospace – Proven through Cost-Effect Processing. *Proceedings ,ICAC 4th International Conference on Automated Composites‘*, Nottingham, UK (1995).
- [73] Boer, P., van Lindert, J.: Mould Design for Rubber Forming of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastic Composites. *Proceedings ,SAMPE Europe Conference‘* 1998.
- [74] Robroek, L.M.J.: The Development of Rubber Forming as a Rapid Thermoforming Technique for Continuous Fibre Reinforced Thermoplastic Composites. *Dissertation Universität Delft* (1994).
- [75] Colucci, F.: Trying Thermoplastics. *Aerospace Composites & Materials*. 3 (1991) 5, S. 11-13.
- [76] Griffiths, G. R., Hillier, W. D., Whiting, J. A. S.: Thermoplastic composite manufacturing technology for a flight standard tailplane. *Plastics and Rubber Processing and Applications* 12 (1989), S. 215-220.
- [77] N.N.: Tepex Material Data Sheet, Bond Laminates GmbH, Trossingen (Deutschland).
- [78] Stumpf, H.: Study on the manufacture of thermoplastic composites from new textile preforms. *Dissertation Technische Universität Hamburg-Harburg* (1998).
- [79] Stumpf, H.; Mäder, E.; Schulte, K.; Zäh, W.: New thermoplastic composites made from low-cost textile preforms and specialized processing techniques for short cycle times. *'SAMPE'*, (1996), S. 327-339.
- [80] Stumpf, H., Mäder, E., Baeten, S., Pisanikovski, T., Zäh, W., Eng, K.; Andersson, C.-H., Verpoest, I., Schulte, K.: New thermoplastic composite preforms based on spit-film warp-knitting. *Composite Part A* (1998), 29A, S. 1511-1523.
- [81] Stumpf, H., Otto, T., Schulte, K.: New textile preforms and processing concepts for the manufacture of low-cost thermoplastic composite components. *'Proceedings of ICCM-11'*, Gold Coast, Australien/14.-18.7., (1997), S. V-249-V-258.
- [82] High Performance Economical Efficient Continuous Fibre Reinforced Thermoplastic Protective Toe Cap (ECOCAP), Brite-EuRam Project No. BES2-5441.
- [83] Baeten, S., Verpoest, I.: Optimisation of a GMT-based cold pressing technique for low cost textile reinforced thermoplastic composites. *Composites Part A* 30 (1999), S. 667 – 682.
- [84] Bourban, P.E., Bögli, A., Bonjour, F., Manson, J.-A. E.: Integrated Processing of Thermoplastic Composites. *Composites Science and Technology* 58 (1998), S. 633 – 637.

- [85] Wakeman, M. D., Cain, T. A., Rudd, C. D., Brooks, R., Long, A. C.: Compression Moulding of glass and polypropylene composites for optimised macro- and micro-mechanical properties-1 commingled glass and polypropylene. *Composites Science and Technology*. 58 (1998), S. 1879 – 1898.
- [86] Henning, F., Troester, S., Eyerer, P.: Innovative One-Step Process for the Large-Scale Production of Load Optimized Textile and Long-Fiber-reinforced Thermoplastic Structural or Semi-structural Components. *Proceedings 'Polymer Composites'99*, 'Quebec, Canada (1999), S. 141 - 153.
- [87] Lehner, E.A., Henning, F.: Großserienfähiges Direktformgebungsverfahren zur Herstellung lasttragender Sandwichbauteile aus lang- und kontinuierlich faserverstärktem Thermoplast am Beispiel der Fußstütze des MCC Smart. *Proceedings '3. Internationale AVK-TV-Tagung'*, Baden-Baden (2000), A6 S. 1 – 13.
- [88] Eble, E., Neitzel, M.: Druckunterstütztes Thermoformverfahren zur Herstellung von thermoplastischen Hochleistungsverbundbauteilen. *Proceedings '2. Internationale AVK-TV-Tagung'*, Baden-Baden (1999), C3 S. 1 - 16.
- [89] Weimer, C., Kissinger, C., Mitschang, P.: Near-Net-Shape-Herstellung von faserverstärkten Kunststoffen. *Ingenieur-Werkstoffe* 9 (2000) 4, S. 36 – 39.
- [90] Weimer, C., Mitschang, P.: Komplexe multi-textile Preforms. *Kunststoffe* 90 (2000) 4, S. 114 – 116.
- [91] Marissen, R., Hornman, H.H.H., Wenmakers, L.E.P., Scholle, K.F.M.G.J.: Advanced Thermoplastic Composites for Low Cost Structural Applications. *Proceedings '11th SAMPE European Chapter'*, Basel (1990), S. 41 – 56.
- [92] Seibert, H.: The use of high-performance rigid foam materials in RTM technology. *Composites*. (1994) 6, S. 23-27.
- [93] Seibert, H.: PMI-Hartschaumstoffe. *Kunststoffe* 89 (1997) 4, S. 117f.
- [94] von Gellhorn, E.: GMT-Sandwichbauteile mit Kernmaterialien aus Schaumstoffen. *Plastverarbeiter*. 42 (1991) 5, S. 30-34.
- [95] v. Gellhorn, E.: Bauteile aus Sandwichelementen herstellen. *Kunststoffe* 81 (1991) 11, S. 1009-1013.
- [96] Hebecker, D., Dittmar, H.: Significant recent GMT developments in the European automotive industry. *Composites*. (1994) 3, S. 8-14.
- [97] Rakutt, D., Baumann, H.: Spezialschaumstoffe für sandwichanwendungen. *Proceedings 'Polymerschäume-Perspektiven und Trends, Würzburg, 16./17.April (1999)*.
- [98] N.N.: How to select a core material. *Reinforced Plastics*, May (1999) S. 22-27.

- [99] N.N.: The meat in the sandwich. Reinforced Plastics, May (1999) S. 28-35.
- [100] Hou, T. H., Weiser, E. S., Siochi, E. J., Clair, T. L. St., Grimsley, B. W.: Processing and properties of polyimide foam. Proceedings '44th International SAMPE Symposium', 23-27. Mai 1999.
- [101] Weiser, E. S., Johnson, F. T., Clair, T. L. St., Echigo, Y., Kaneshiro, H., Grimsley, B. W.: High temperture polyimide foams for aerospace vehicles. Proceedings '44th International SAMPE Symposium', 23-27. Mai 1999.
- [102] Wakeman, M. D., Cain, T. A., Rudd, C. D., Brooks, R., Long, A. C.: Compression Moulding of glass and polypropylene composites for optimised macro- and micro-mechanical properties 3. Sandwich structures of GMTS and commingled fabrics. Composites Science and Technology 59 3 (1999), S. 1153 – 1167.
- [103] Foreman A., du Ross, H., Huggins, A.: Design, manufacture, and test of lightweight composite sandwich helmets. Plastics, Rubber and Composites 28 (1999) 5, S. 252 – 258.
- [104] Altstädt, V., Diedrichs, F., Lenz, T., Bardenhagen, H., Jarnot, D.: Polymer Foams as Core Materials in Sandwich Laminates (Comparison of Honeycomb). Polymers & Polymer Composites. 6 (1998) 5, S. 295-304.
- [105] Philips, D., Verpoest, I., Van Raemdonck, J.: Optimising the mechanical properties of 3D-knitted sandwich structures. Proceedings ,41th ICCM, Gold Coast, Australia (1997), S. 211-219.
- [106] Van Vuure, A.W., Ivens, J.A., Verpoest, I.: Mechanical properties of composite panels based on woven sandwich-fabric preforms. Composites Part A 31 (2000), S. 671-680.
- [107] N.N.: Multicellular core holds laminates together. Reinforced plastics (2000) 5, S. 56-58.
- [108] N.N.: Facts to remember when using core materials. Reinforced plastics (2000) 5, S. 44-46.
- [109] Efficient Manufacturing of All-Thermoplastic Composite Sandwich Components (EMATS), Brite EuRam Project No. BE-7104.
- [110] Mehn, R.: GF-Thermoplastverbunde im PKW-Bereich. In ,Moderne Werkstoffe'. Bartz, W.J. (Hrsg.). Renningen: expert verlag 2000, S. 302 - 324.
- [111] Breuer, U., Ostgathe, M., Neitzel, M.: Manufacturing of All-Thermoplastic SandwichSystems by a One-Step Forming Technique. Polymer Composites 19 (1998) 3, S. 275 – 279.
- [112] Aström, B. T., Akermo, M., Carlsson, A., McGarva, L. D.: The All-Thermoplastic Sandwich Cencept. Proceedings ,4th International Conference on Sandwich Construction', Warley, UK (1998).

- [113] Akermo, M.: Bonding of Thermoplastic Sandwich Components. Dissertation, Report No. 97-4, Kungliga Tekniska Högskolan, Sweden.
- [114] Karlsson, K.F.: Filament Winding and Compression Molding of Thermoplastic-Based Composites and Sandwich Components. Dissertation, Report No. 97-21, Kungliga Tekniska Högskolan, Sweden.
- [115] Akermo, M., Aström, B.T.: Modelling component cost in compression moulding of thermoplastic composite and sandwich components. Composite Part A 31 (2000) S. 319-333.
- [116] Schneider, C., Frings, A.: Lasergeschweißte Platten – ein neuartiges Konstruktionselement. Blech Rohre Profile, 40 (1993) 4, S. 304 – 311.
- [117] Prange, W., Schneider, C.: Tailored Blanks – Werkstoffe für neue Formen der Konstruktionen. VDI Berichte. 1021 (1993), S. 45 – 52.
- [118] Prange, W., Schneider, C.: Tailored Blanks – Werkstoffe für neue Formen der Konstruktionen. VDI Berichte. 1021 (1993), S. 45 – 52.
- [119] Hibben, M.: Tailored Blanks aus Aluminium. Werkstoffe im Automobilbau – Sonderausgabe von ATZ und MTZ. (1996), S. 14 – 18.
- [120] Franken, M.: Fit für den Leichtbau. VDI nachrichten. 5 (1998), S. 18.
- [121] Vollrath, K.: Tailored Blanks mehr als ein Modetrend. VDI nachrichten. 14 (1998), S. 16.
- [122] Nowacki, J., Neitzel, M.: Thermoforming of Reinforced Thermoplastic Stiffened Structures. Polymer Composites 21 (2000) 4, S.531-538.
- [123] Nowacki, J.; Mitschang, P., Neitzel, M.: Tailored Blank Technology: Thermoforming and Joining of Reinforced Thermoplastics in One Step. Proceedings ,3rd Esaform Conference on Material‘, Fritz, H. G. (Ed.), Stuttgart, Deutschland (2000), S. I-18 – I-21.
- [124] M. Kuhn, J. Nowacki, N. Himmel: Development of an Innovative High Performance FRP Protective Toe Cap - Integration of Forming Simulation in the Structural Analysis and Design Process; EUROPAM 2000, 12.-13. Okt. 2000, Nantes, Frankreich.
- [125] DIN EN 12568: Anforderungen und Prüfverfahren für durchtrittssichere Einlagen aus Metall und Zehenkappen. Berlin, Beuth Verlag GmbH (1998).
- [126] Domininghaus, H.: Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften. 5. Auflage. Berlin: Springer 1998.
- [127] Ehrenstein, G.W.: Polymerwerkstoffe. München: Carl Hanser Verlag 1978.

- [128] Karger-Kocsis, J.: Polypropylene. Dordrecht (Niederlande): Kluwer Academic Publishers 1999.
- [129] Stoeckert, K.: Kunststoff-Lexikon. München: Carl Hanser Verlag 1992.
- [130] DIN EN ISO 14125: Faserverstärkte Kunststoffe – Bestimmung der Biegeeigenschaften. Berlin, Beuth Verlag GmbH (1998).
- [131] DIN EN 1465: Bestimmung der Zugscherfestigkeit hochfester Überlappungsklebungen. Berlin, Beuth Verlag GmbH (1995).
- [132] DIN 65148: Prüfung von faserverstärkten Kunststoffen – Bestimmung der interlaminaren Scherfestigkeit im Zugversuch. Berlin, Beuth Verlag GmbH (1986).
- [133] Menges, G.: Werkstoffkunde Kunststoffe. München: Carl Hanser Verlag 1990.
- [134] Hell, F.: Grundlagen der Wärmeübertragung. Düsseldorf: VDI-Verlag 1973.
- [135] Walther, E.: Technische Formeln. Leipzig: Fachbuchverlag Leipzig 1991.
- [136] Halpin, J., Tsai, S.W.: Effects of Environmental Factors on Composite Materials, Air Force Materials Lab – Technical Report 67-423, Department of Defense, USA (1969).
- [137] Rudolf, R. Mitschang, P., Neitzel, M.: Induction heating of continuous carbon-fibre-reinforced thermoplastics. Composites Part A 31 (2000), S. 1191-1202.
- [138] Rudolf, R. Mitschang, P., Neitzel, M., Rückert, C.: Welding of High-Performance Thermoplastic Composites. Polymers & Polymer Composites 7 (1999) 5, S. 309-315.
- [139] Rudolf, R. Mitschang, P., Neitzel, M.: Hochleistungsfaserverbunde vibrationsschweißen. Kunststoffe 88 (1998) 7, S. 990-992.
- [140] Corsten, H.: Produktionswirtschaft. 5. Auflage. München: Oldenbourg 1995.
- [141] Schierenbeck, H.: Grundzüge der Betriebswirtschaftslehre. 13. Auflage, München: Oldenbourg 1998.
- [142] Hartmann, A.: Lebenszykluskostenrechnung als strategisches oder operatives Bewertungs- und Planungsinstrument für die Technologie der Faser-Kunststoff-Verbunde. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Schriftenreihe Band 11, 2000.

11 Anhang

A1: Auswahl von kommerziell erhältlichen kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste (Organobleche)

Hersteller	Verstärkungsart	Fasern	Thermoplast	Faservolumen- gehalt [%]
Advanced Composite Systems	Organobleche (Gewebe, UD)	GF, CF, AF	PA6, PA66, PP, PC, PEI, PES, PPS, PVDF	25 - 85
Advanced Glassfiber Yarns LLC	Organobleche (Gewebe)	GF, CF, AF	PA66, PP, PET	35 - 50
Baycomp Thermoplastic Composites	Organobleche (Gewebe, UD)	GF, CF, CF/GF, AF	PA6, PA12, PP, PE, PC, PEI, PBT; PES, PPS, PEEK, PFA, ABS, PU	25 - 43
Bond-Laminates GmbH	Organobleche (Gewebe, UD)	GF, CF, AF	PA6, PA66, PET, (PBT, PP)	35 - 85
Borealis A/S	Organobleche (UD)	GF	PP	35
Cytec Fiberite GmbH	Organobleche (Gewebe)	GF, CF	PEI, PPS, PA, PEEK	
Flex Composites	Organobleche (Gewebe)	GF, CF, AF	PA12, PA6, PA66, PBT, PET, PEEK, PEI, PP, PPS, TPU	17 - 40
Nitto Boseki Co., LTD.	Organobleche (Gewebe, UD)	GF, CF	PA6, PPS, PC, PEEK, PEI	45
Porcher Industries GmbH	Oganobleche (Gewebe)	CF, GF	PA12	50
Ten Cate Advanced Composites	Oganobleche (Gewebe)	CF, GF	PEI, PPS ¹	45
Sulzer Innotec Ltd.	UD-Tapes (verwebt)	CF, AF	PA12, PA11, PA610, PEEK, TPI, PPS	30 - 65
Vetrotex International S. A.	Hybridgarngewebe, UD-Tapes	GF	PP	35, 45

A2: Vergleich der Umformverfahren

Verfahren	Nicht isotherme Diaphragmaformen	Stempelumformen mit Metallstempel	Stempelumformen mit Elastomerblock	Stempelumformen mit Silikonstempel	QUICKTEMP	Direktimprägnier Verfahren	Direktumformen	Druckunterstütztes Thermoformen	Direktaufheizverfahren	Separates Aufheizverfahren
Halbzeugauswahl	+	-	-	-	+	+	-	-	-	-
Halbzeugkosten	±	-	-	-	±	±	0	-	-	-
Werkzeugkosten	+	-	0	0	-	-	-	+	0	-
Investitionsbedarf	+	0	0	0	+	-	-	-	0	0
Zykluszeit	-	+	+	+	-	-	+	+	0	+
Laufende Kosten	-	+	+	+	-	-	+	-	+	+
Bauteilqualität	+	0	+	+	0	+	+	+	0	0
Bauteilkomplexität	+	+	0	0	0	0	+	-	+	+
Laminatdickenanpassung	+	-	+	+	-	+	+	+	-	-
Bauteildickenvariabilität	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+

- schlecht
 0 mittel
 + gut
 ± von schlecht bis gut

A3: Betreute Studien- und Diplomarbeiten

1. Florian Unselt, 1998
„Experimentelle Untersuchungen der Direktimprägniertechnik“
2. Andreas Schneider, 1998
„Herstellung von hochfesten Bauteilen mittels Tailored Blank Technologie“
3. Angela Hilbert, 1998
„Experimentelle Untersuchungen unterschiedlicher Stempelmaterialien auf die Bauteilqualität von gewebeverstärkten Thermoplasten“
4. Frank Weiler, 1999
„Auslegung und Untersuchung von Silikonstempeln anhand eines Halbschalenkofferwerkzeuges“
5. Dietmar Gebauer, 1999
„Experimentelle Untersuchungen zur Herstellung hochsteifer Lautsprechermembranen aus faserverstärkten Thermoplasten“
6. Markus Drautzburg, 1999
„Experimentelle Untersuchungen der Standzeiten von Silikonstempeln zur Umformung von gewebeverstärkten Thermoplasten“
7. Holger Gabriel, 1999
„Konstruktion und Erprobung von Meßeinrichtungen für die Umformung gewebeverstärkter Thermoplaste“
8. Sven Urlaub, 1999
„Konstruktion und Erprobung von Meßeinrichtungen für die Umformung gewebeverstärkter Thermoplaste“

9. Georg Grasmück, 1999

„Experimentelle Untersuchungen der Gewebedrapierung beim Umformen von Oragnoblechen mittels pneumatischen Niederhalter“

10. Oliver Abel, 2000

„Standzeitermittlung von Silikonstempeln in Abhängigkeit von Stempelgeometrie, Werkzeugtemperatur und Silikonmaterial“

11. Martin Pollosch, 2001

„Auslegung eines neuen Niederhaltemechanismuses zur Umformung von gewebeverstärkten Thermoplasten“

12. Oliver Mörl, 2001

„Ermittlung möglicher Materialkombinationen zur Ein-Schritt-Herstellung von thermoplastischen Sandwichsystemen“